



M 2017

# BRASAGEM SIMILAR DE LIGAS À BASE DE TiAl

**Marta Luís Allen Celestino da Silva Castanheira**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA  
UNIVERSIDADE DO PORTO NO ÂMBITO DO MESTRADO INTEGRADO EM ENGENHARIA  
METALÚRGICA E MATERIAIS

Dissertação realizada sob a supervisão

**Professora Doutora Sónia Luísa dos Santos Simões**

**Professor Doutor Aníbal José Reis Guedes**

<i>CANDIDATO</i>	Marta Luís Allen Celestino da Silva Castanheira	<i>Código</i>	-201205044
<i>TÍTULO</i>	Brasagem Similar de Ligas à Base de TiAl		
<i>DATA</i>	14 de Julho de 2017		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto – sala F103-DEMM		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Doutor André João Cavaleiro Leitão de Carvalho INEGI-FEUP	
	<i>Orientador</i>	Professora Doutora Sónia Luísa dos Santos Simões DEMM/FEUP	

# Agradecimentos

Gostaria de agradecer à Professora Doutora Sónia Luísa dos Santos Simões por todo o apoio, disponibilidade e sugestões na orientação deste trabalho e ao Professor Doutor Aníbal José Reis Guedes pelo apoio e propostas que contribuíram para o sucesso deste trabalho.

Quero agradecer aos meus pais e à minha irmã pelo apoio e motivação, e aos meus amigos pela amizade, paciência e alegria.

A todos o meu obrigada

*Esta dissertação é dedicada ao meu pai, sem ele não seria possível pois foi quem me encorajou e motivou, e sei o quão orgulhoso está de me ver terminar mais uma etapa*

# Resumo

O presente trabalho teve como objetivo o estudo do processamento de ligações similares da liga Ti-48Al-5Nb (% atômica) por brasagem. Para o efeito, foram utilizadas duas ligas de brasagem diferentes, a saber: Ti-33Ni e Ti-15Cu-15Ni, com composições expressas em percentagem ponderal. O estudo contínuo das ligas à base de TiAl torna-se necessário pelo facto de estas apresentarem um conjunto de propriedades bastante vantajosas como baixo peso e elevada resistência mecânica, a altas temperaturas, o que as torna ideais para a substituição dos aços e superligas de níquel em indústrias competitivas como a aeroespacial e automóvel. No entanto devido às dificuldades de processamento resultantes da sua baixa tenacidade à fratura à temperatura ambiente é necessário o desenvolvimento de técnicas de ligação que permitam a obtenção de juntas sãs de modo a viabilizar a sua implementação.

Neste trabalho o processamento da ligação de ligas à base de TiAl foi realizado, em vácuo, a duas temperaturas distintas, 900 e 1000 °C, com um tempo de estágio de 30 minutos. Seguidamente foi realizada a caracterização microestrutural das ligações obtidas através de microscopia ótica (MO), microscopia eletrónica de varrimento (SEM) e por espectroscopia de dispersão de energia (EDS). A caracterização mecânica das ligações através de ensaios de microdureza Vickers e ensaios de corte.

As ligações processadas a 900 °C não foram bem sucedidas, uma vez que a temperatura adotada não permitiu a fusão das ligas de brasagem.

O processamento das ligações a 1000 °C resultou, para ambas as ligas de brasagem, na formação de interface sãs. A nível mecânico a interface processada com a liga Ticuni foi a que apresentou uma resistência ao corte superior (168 MPa). A nível de durezas ambas as ligas apresentaram valores semelhantes, apesar de a interface resultante do processamento com a liga de TiNi67 apresentar uma zona com um valor ligeiramente superior.

## Palavras-chave

TiAl, Brasagem de ligas TiAl, Liga Tini67, Liga Ticuni, Propriedades mecânicas

# Abstract

The purpose of this work is to study the joining of Ti-48Al-5Nb (wt.%) by brazing. As brazing alloys were chosen: Ti-33Ni (wt.%) and Ti-15Cu-15Ni (wt.%)). The importance of this continuous study is due to the fact that this alloys have a very advantageous set of properties such as low weight and high mechanical strength, at high temperatures, which makes them ideal for the replacement of steels and nickel superalloys in competitive industries such as aerospace and automotive. However due to the processing difficulties resulting from its low fracture toughness at room temperature, it is necessary to develop joining techniques that allow flawless joints to be made.

In this work brazing of TiAl based alloy was carried out in vacuum in the temperature of 900 and 1000 °C for 30 minutes. Afterwards, the microstructural analysis of the joints was carried by optical microscopy (MO), scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersion spectroscopy (EDS). The mechanical characterization of the joints was obtained through microhardness tests and shear tests to the joints.

For brazing temperature of 900 °C the bond was not successful since the temperature adopted did not allow the brazing alloys to melt.

The joints obtained at the temperature of 1000 °C showed flawless and porosity-free interfaces for both brazing alloys. At the mechanical level, the interface processed with the Ticuni alloy was the one with the superior shear strength (168 MPa). At the hardness level, both alloys showed similar values, although the interface resulting from the Tini67 alloy processing presented a slightly higher value.

# Índice

Resumo .....	i
Abstract .....	ii
Lista de Figuras .....	v
Lista de tabelas .....	ix
Lista de abreviaturas .....	x
1.Introdução .....	1
2.Técnicas de ligação de ligas à base de TiAl .....	2
2.1 Soldadura por fusão .....	3
2.2 Soldadura por fricção .....	3
2.3 Ligação por difusão no estado sólido.....	5
2.4 Brasagem.....	6
2.Procedimento Experimental .....	16
2.1 Materiais.....	16
2.1.1 Material Base.....	16
2.1.2 Ligas de brasagem.....	17
2.2 Processamento das ligações.....	18
2.3Caracterização microestrutural e mecânica .....	20
2.3.1 Caracterização microestrutural .....	20
2.3.1 Caracterização mecânica.....	21
3. Resultados e Discussão .....	22
3.2 Brasagem de TiAl com TiNi67 .....	23
3.2.1 Caracterização microestrutural .....	23
3.2.2. Caracterização mecânica.....	29
3.1 Brasagem de TiAl com Ticuni .....	34
3.1.1 Caracterização microestrutural .....	34

3.1.2 Caracterização mecânica.....	42
4. Conclusões.....	47
5.Trabalhos Futuros .....	48
6. Referências Bibliográficas .....	49

# Lista de Figuras

Figura 1- Etapas de Soldadura por fricção: a) Rotação da peça; b) Aplicação da pressão; c) Deformação plástica; d) União das peças [13].	4
Figura 2- Microestrutura da interface de brasagem de Ti60/Ti-28Ni/TiAl a diferentes temperaturas, para um tempo de estágio de 10 minutos: a) 1020 °C, b) 1060 °C, c) 1080 °C, d) 1100 °C, e) 1020 °C [16].	8
Figura 3- Imagens da microestrutura da interface resultante do processamento de ligações da liga de TiAl recorrendo à liga de brasagem Ag-Cu/Ti/Ag-Cu, para um tempo de estágio de 30 minutos : a) 900 °C, b) 950 °C e c) 980 °C [2].	9
Figura 4- Evolução da microestrutura da TiAl/TiNi-Nb/TiAl com o aumento da temperatura de processamento, para um tempo de estágio de 10 minutos: a) 1160 °C; b) 1180 °C; c) 1200 °C; d) 1220 °C; e) 1240 °C; f) 1260 °C [10].	12
Figura 5- Microestrutura da interface, TiAl/TiNi-V/TiAl, processada a diferentes temperaturas, obtida para um tempo de estágio de 10 minutos. a) 1180 °C; b) 1200 °C; c) 1240 °C e d) 1260 °C [8].	12
Figura 6- Efeito da temperatura de brasagem na resistência ao corte da interface de brasagem, TiAl/TiNi-V/TiAl [8].	13
Figura 7- Fluxograma representativo do procedimento experimental.	16
Figura 8- Imagem de MO da microestrutura do material base TiAl.	17
Figura 9- Microestrutura das ligas de brasagem: a) Ticuni; b) TiNi67.	18
Figura 10- a), b) observa-se o equipamento utilizado para o processamento das ligações; c) montagem do sistema TiAl/liga de brasagem/TiAl; d) sistema de montagem: suporte com as amostras no interior.	19
Figura 11- Esquema representativo do ciclo térmico de brasagem.	20
Figura 12- Esquema representativo da geometria e do modo de montagem das amostras de corte.	21
Figura 13- a) Montagem e equipamento utilizado para a realização dos ensaios de corte; b) suporte necessário para amostras de corte.	22
Figura 14- a) Amostras colocadas no suporte (após ensaio). Em b) pode-se observar o aspeto final das amostras após a realização do ensaio.	22



Figura 15- Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 900°C. ..	23
Figura 16- Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C. .	24
Figura 17-Imagem obtida por SEM da microestrutura resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C; Zona ampliada da periferia da interface (imagem da direita). ....	24
Figura 18- Imagem MEV da microestrutura resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C com indicação das zonas analisadas. ....	25
Figura 19- Secção isotérmica a 750°C do diagrama de equilíbrio Ti-Ni-Al [1], onde se indicam, os pontos correspondentes à composição dos constituintes. ....	27
Figura 20- Diagrama de equilíbrio Ti-Al [1], onde se indicam, os pontos correspondentes à composição dos constituintes. ....	27
Figura 21- Evolução das durezas ao longo da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C. .	29
Figura 22- Perfil de durezas (parcial) e respetiva identificação das zonas de análise.....	29
Figura 23- Imagens da superfície de fratura: a) 1ª amostra; b) 2ª amostra. ....	31
Figura 24- Imagem de lupa da superfície de fratura de ambos os materiais base (direita); zona de fratura ampliada (esquerda). ....	31
Figura 25- Imagens de SEM das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface resultantes do processamento por brasagem a 1000 °C durante 30 minutos: a) zona de fratura por clivagem, a.1) detalhe do modo de fratura por clivagem b) zona de fratura intergranular. Em c) observa-se a propagação da ao longo das camadas. ....	32
Figura 26- Imagens de SEM das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface resultantes do processamento por brasagem a 1000 ° C, durante 30 minutos, com identificação das zonas analisadas. ....	33
Figura 27- Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 900°C. ..	35

Figura 28- Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C. .	35
Figura 29- Imagem obtida por SEM da microestrutura da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C; Zona ampliada da periferia da interface (imagem da direita). ....	36
Figura 30- Interface resultante do processamento a 1000 °C onde se indica os tipos de constituintes claros e escuros detetados na interface. ....	37
Figura 31- Gráfico representativo da distribuição dos elementos presentes ao longo da interface obtido pela técnica de EDS. ....	37
Figura 32- Secção isotérmica a 500°C do diagrama de equilíbrio Ti-Al-Cu [1], onde se indicam os pontos correspondentes à composição de cada constituinte analisado (esquerda); Secção isotérmica a 750°C do diagrama de equilíbrio Ti-Al-Ni [1], onde se indicam os pontos correspondentes à composição de cada constituinte analisado (direita).....	39
Figura 33- Imagem SEM da microestrutura resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C com indicação das zonas analisadas. ....	40
Figura 34- Evolução das durezas ao longo da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C. .	42
Figura 35- Perfil de durezas (parcial) e respetiva identificação das zonas de análise.....	43
Figura 36- Imagens de lupa das superfícies de fratura resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C. Em a) e b) pode-se observar a superfície do material base, sendo que na imagem do canto direito inferior é possível observar com mais detalhe a superfície..	44
Figura 37- Imagens de MEV das superfícies de fractura ao longo das diferentes camadas da interface da ligação a 1000 °C durante 30 minutos: em a) não é possível identificar com certeza o tipo de fratura, em b) pretende-se demonstrar a propagação da fratura ao longo das várias camadas, em c) é possível observar que há zonas que apresentam características de fratura por clivagem, c.1) detalhe do modo de fratura por clivagem.....	45

Figura 38- Imagens de SEM das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface resultante do processamento por brasagem a 1000 °C durante 30 minutos com identificação das zonas analisadas. .... 46

# Lista de tabelas

Tabela 1-Propriedades das ligas à base de TiAl .....	2
Tabela 2- Parâmetros de ligação de ligas à base de TiAl [11]. ....	6
Tabela 3- Quadro resumo dos principais resultados obtidos pelos autores acima mencionados. ....	15
Tabela 4-Composição química e temperatura de solidus e liquidus das ligas de brasagem [1]. ....	18
Tabela 5-Elementos e respectivos teores presentes ao longo da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C. ....	25
Tabela 6- Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C. ....	27
Tabela 7- Valores da resistência ao corte para cada amostra ensaiada resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C, bem como a força aplicada e área das amostras. ....	30
Tabela 8- Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C. ....	33
Tabela 9- Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C. ....	40
Tabela 10- Valores da resistência ao corte para cada amostra ensaiada resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C, bem como a força aplicada e área das amostras. ....	43
Tabela 11- Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C. ....	46

# Lista de abreviaturas

**MO-** Microscopia ótica

**SEM-** Scanning electron microscope / Microscopia eletrónica de varrimento

**EDS-** Energy-dispersive X-ray spectroscopy /Espectroscopia de dispersão de energia <sup>1</sup>

**DRX-** Difração de raio-X

<sup>1</sup>Para as situações em que a abreviatura em português não está vulgarizada é utilizada a abreviatura em inglês

# 1.Introdução

Atualmente, o estudo do comportamento das ligas à base de TiAl tem sido cada vez mais intensivo pois estas devido ao compromisso entre as suas propriedades mecânicas, principalmente a altas temperaturas e ao seu custo tornam-se ideais para aplicações estruturais respondendo às necessidades de indústrias competitivas - caso da indústria automóvel e aeroespacial. Assim sendo, existe a necessidade de otimizar a produção e o processamento desta liga de forma a aumentar o leque de indústrias onde é aplicada [1].

As ligas à base de TiAl devido às suas propriedades, que podem ser consultadas na tabela 1, tornaram-se bastante atrativas principalmente quando a redução de peso e a resistência a altas temperaturas são os principais critérios de seleção, podendo estas vir a substituir o aço e as superligas de níquel em determinadas aplicações [1]. As ligas acima mencionadas, apresentam um elevado ponto de fusão, baixa densidade e uma elevada resistência mecânica a temperaturas elevadas. No entanto apresentam igualmente baixa ductilidade e baixa tenacidade à fratura à temperatura ambiente [1-3]. Estas desvantagens reduzem em parte a sua aplicação industrial devido aos seus requisitos de fabrico e processamento, pois revelam elevada fragilidade e baixa maquinabilidade [4, 5]. Torna-se por este motivo imperativo o estudo contínuo dos processos de ligação desta liga de modo a viabilizar a sua implementação [6].

Os processos mais comuns de ligação para as ligas de à base de TiAl são: soldadura por fusão, ligação no estado sólido e brasagem.

O processo de soldadura por fusão ( apesar de industrialmente ser o mais utilizado) apresenta dificuldades na ligação, pois para evitar o aparecimento de defeitos como fissuração a quente e porosidades aquando da solidificação é necessário um controlo apertado da velocidade de arrefecimento e de um pré-aquecimento do conjunto [7, 8].

O processo de difusão devido à pressão e ao tempo de exposição elevados podem levar à alteração da microestrutura e conseqüente alteração das propriedades mecânicas, o que se torna numa desvantagem [8] .

O processo de brasagem é um processo mais prático, mais barato e vem em parte diminuir o aparecimento da fissuração pois a união dos materiais é feita através de uma liga de brasagem e caracteriza-se por não haver fusão do material de base e pelo uso de pressões mais baixas. Este processo consiste na fusão da liga de brasagem que, posteriormente, durante a solidificação vai dar origem a uma interface que se vai comportar como um elemento de ligação. Ou seja, a reação do líquido com os materiais base vai dar origem a novas fases que asseguram a união dos constituintes. [1, 3, 4, 9].

Para a validação dos resultados obtidos e a sua implementação no mercado é necessária a avaliação das propriedades mecânicas das juntas de brasagem, pois estas em serviço vão ser incorporadas em componentes que vão estar sujeitos a movimentos contínuos e a temperaturas elevadas. Como as ligas à base de TiAl pecam pelo facto de apresentarem baixa ductilidade e tenacidade à fratura à temperatura ambiente, torna-se necessário a realização de avaliações mecânicas, nomeadamente ensaios de dureza e de corte, a fim de avaliar a influência da microestrutura nas suas propriedades finais.

O objetivo desta dissertação, vem ao encontro desta necessidade, centrando-se em elencar a caracterização microestrutural e mecânica das ligações similares de ligas à base de TiAl obtidas pelo processo de brasagem por difusão usando diferentes ligas de brasagem.

**Tabela 1**-Propriedades das ligas à base de TiAl

Propriedades	Ponto de Fusão (°C)	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Ductilidade (%)	Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	Dureza (HV 0,01)*
	>1450,0	3,7-4,0	1,0-4,0	12,0 -35,0	333,4-404,6

\*Valor de dureza específico da liga em estudo

## 2.Técnicas de ligação de ligas à base de TiAl

De modo a viabilizar a implementação das ligas à base de TiAl no mercado é necessário o desenvolvimento de técnicas de ligação que permitam a obtenção de juntas de boa qualidade, pois estas devido à sua baixa

ductilidade e tenacidade diminuem a sua maquinabilidade dificultando a produção em grande escala [10]. As técnicas de ligação para estas ligas consistem, nomeadamente, em ligação por difusão no estado sólido, soldadura por fusão (por feixe de eletrões, laser e arco elétrico), soldadura por fricção e brasagem [11, 12].

## 2.1 Soldadura por fusão

A soldadura por feixe de eletrões consiste na fusão do material base como consequência do calor gerado pelo impacto dos eletrões na superfície. A principal vantagem é a elevada qualidade de junta. As suas desvantagens são: grande zona termicamente afetada, preço de equipamento elevado (câmara em vácuo) e tamanho das peças limitado. Este método é considerado o mais popular na soldadura de ligas à base de TiAl, sendo que o principal defeito resultante deste processo é a fissuração a quente [1, 3, 13].

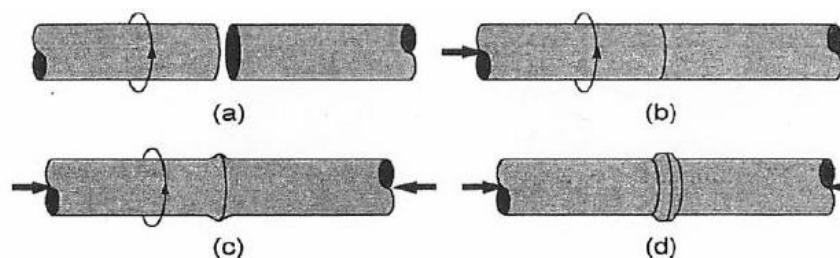
*Xu. et al.[14]* estudaram a soldabilidade de duas ligas de TiAl, nomeadamente Ti-45Al-2Nb e Ti-48Al-2Nb-2Mn, pelo processo de soldadura por feixe de eletrões. Foram realizados vários estudos alterando a taxa de arrefecimento após soldadura, onde foi observada qual a sua influência na microestrutura. As principais conclusões a que os autores chegaram após este estudo foram que estas ligas apresentam uma elevada suscetibilidade à fissuração a quente quando ligadas por este processo devido, essencialmente, às tensões internas criadas pela variação térmica e devido à existência de fases frágeis na microestrutura; e que as estruturas que se apresentavam livres de fissuras foram aquelas cuja a taxa de arrefecimento foi a mínima de modo a permitir que a decomposição da fase  $\alpha$ ; e por último, que a liga Ti-48Al-2Nb-2Mn apresenta melhor soldabilidade pois a fase  $\alpha$ , na liga com maior percentagem de alumínio, decompõe-se mais facilmente.

## 2.2 Soldadura por fricção

Neste processo a união entre peças resulta do calor gerado pelo atrito e pela aplicação de pressão, e difere dos outros processos de soldadura pois a sua união é feita no estado sólido [11, 13].



Em geral este processo consiste na aplicação de pressão numa peça que se encontra em rotação a velocidade constante em contacto com uma peça que se encontra imóvel. O calor gerado por atrito (devido ao contacto permanente) entre as superfícies provoca uma deformação plástica nas mesmas, permitindo a sua união, tal como se pode observar na figura 1. As vantagens deste processo residem no facto de não ser necessário metal de adição, não haver formação de inclusões, porosidade ou fases frágeis, não haver uma grande variação de dureza pois a zona termicamente afetada é mínima, poder ser realizada ao ar. Este processo de ligação apresenta a desvantagem de estar limitada a juntas de topo planas ou angulares no caso de serem perpendiculares ao eixo de rotação [13].



**Figura 1-** Etapas de Soldadura por fricção: a) Rotação da peça; b) Aplicação da pressão; c) Deformação plástica; d) União das peças [13].

Uma variação deste processo é soldadura por fricção linear. Neste, uma ferramenta não consumível que adquire rotação é inserida entre os componentes a unir promovendo a movimentação do material e assim a sua ligação.

*Chen et al.* [15] tiveram como principal objetivo estudar a soldabilidade da liga de titânio à base de Ti2AlNb pelo processo de soldadura por fricção linear (LFW) e analisar a qualidade de junta obtida. Relativamente ao material em estudo foi utilizada uma liga à base de Ti2AlNb que apresentava uma microestrutura composta por três fases:  $\alpha_2$ +B2+O. Onde  $\alpha_2$  corresponde à fase Ti<sub>3</sub>Al (H (O)), B2 à fase  $\beta$  com um elemento estabilizador (CCC(O)) e a fase O corresponde à fase Ti2AlNb. Os parâmetros definidos para a soldadura foram: uma amplitude de oscilação de 3 mm, frequência de oscilação de 35 Hz, pressão de fricção 70 MPa, tempo de soldadura 6 s. Por observação microestrutural e pelos resultados obtidos nos ensaios mecânicos os autores concluíram que a ligação por LFW de Ti2AlNb foi realizada com sucesso, pois esta apresentava

uma estrutura livre de poros e fissuras. Relativamente à microestrutura obtida pelos autores esta consistia numa zona de soldadura apresentava uma zona composta pela fase B2, pela fase O (bastante residual) e fase  $\alpha_2$ . A zona térmica e mecanicamente afetada era composta essencialmente B2, resultante da transformação gradual de O em B2. Com o afastamento da zona de fusão existe um aumento da quantidade de fase O que apresenta uma estrutura mais grosseira e em forma de agulha, enquanto que a fase  $\alpha_2$  se mantém inalterada.

## 2.3 Ligação por difusão no estado sólido

A ligação por difusão no estado sólido, caracteriza-se por ser uma união de duas superfícies sujeitas a uma determinada pressão e tempo, onde a temperatura é usualmente 50 a 90% da temperatura de fusão absoluta do material base [1, 3] .

As principais vantagens associadas a este método de ligação são: a capacidade de produzir ligações de boa qualidade, a zona de ligação apresentar propriedades mecânicas semelhantes às do material base, as propriedades dos materiais base manterem-se inalteradas e permitir ligações dissimilares, entre outras. As desvantagens associadas traduzem-se na necessidade de garantir superfícies com bom acabamento superficial, dependendo do material a usar os tempos de ligação podem ser elevados e podem existir alterações locais na microestrutura associadas às elevadas pressões e temperaturas, entre outras [1, 3].

Para as ligas à base de TiAl, de um modo geral, as temperaturas de ligação por difusão encontram-se entre os 1000 e 1100°C sendo por vezes necessário a realização de um tratamento térmico após ligação para garantir homogeneidade da microestrutura. Por vezes a utilização intercamadas podem levar a melhores interfaces ou diminuição de condições de processamento. Na tabela 2 podem ser observados os principais parâmetros de ligação de ligas à base de TiAl assim como os principais resultados, nomeadamente a resistência mecânica da junta e a zona pela qual fraturou [11].

*Simões. S [3]* teve como objetivo a utilização de filmes finos multicamada na ligação de compostos intermetálicos entre si e a outros materiais, nomeadamente utilização de filmes reativos de multicamadas de níquel e

alumínio na ligação no estado sólido das ligas à base de TiAl. Com a utilização destas multicamadas Ni/Al a autora conseguiu otimizar as condições de processamento, nomeadamente no que diz respeito às variáveis de temperatura (1000°C para 900 °C), tempo (180 para 60 min) e pressão (20 para 5 MPa). O valor máximo de resistência ao corte média foi conseguido para as ligações produzidas a 900 °C/5 MPa/60 min/ com um valor de 314 MPa.

Tabela 2- Parâmetros de ligação de ligas à base de TiAl [11].

Material de base	Camada Intermédia	Resistência mecânica		Parâmetros de ligação	Local de fratura
		Zona de ligação	Substrato		
Ti-47Al-4,5 (Cr,Mn,Nb,Si, B) <sup>[11]</sup>	-	373	430	1100 °C/20 MPa/ 10.8 ks	material de base
	-	453	475	1100 °C/20 MPa/ 10.8 ks com 1430 °C/ 1,8ks PBHT	material de base
Ti-48 Al-3,7 (Nb,Cr,C) <sup>[11]</sup>	-	388	1398*	1000 °C/20MPa/18ks	material de base
		580	-	1000 °C/20 MPa/ 3,6ks	material de base
Ti-46,5Al-2Cr-1,5Nb-1V <sup>[11]</sup>	-	384	468	Fusão por laser 900 °C/60MPa/7,2ks	material de base
Y-TiAl <sup>[11]</sup>	14 nm de Ni/Al	314	-	900 °C/5MPa/3,6ks	Camada reativa (camada intermédia)
TiAl <sup>[11]</sup>	Ti6Al4V	290	-	850 °C/15MPa/900s	Interface
Ti-45Al-5Nb <sup>[11]</sup>	14 nm de multicamada Ti e Ni	38	-	900 °C/5MPa/1,8 ks	Interface

## 2.4 Brasagem

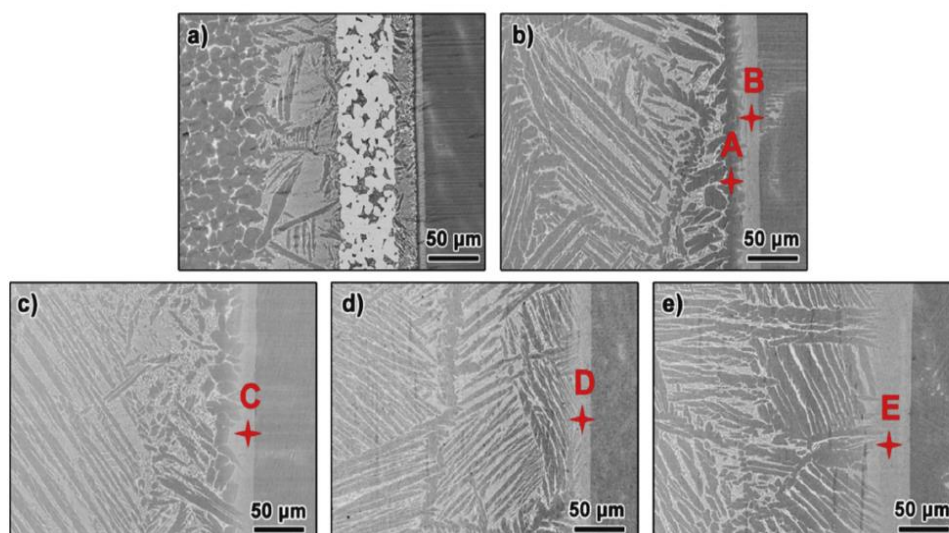
O processo de brasagem é um processo realizado sem que haja a fusão do material base, isto é, a união é conseguida pela fusão da liga de brasagem. As principais vantagens deste processo são descritas como: permitir a ligação de materiais de base diferentes, permitir a ligação de componentes com geometrias relativamente complexas e acima de tudo induzir baixas tensões térmicas e mecânicas. As desvantagens associadas são: o facto de a resistência mecânica estar dependente da resistência mecânica da liga de brasagem, a temperatura de trabalho estar limitada à temperatura de fusão da liga de

brasagem (inferior à do material de base) e ao aparecimento de fases frágeis que resultam da reação do material base com a liga de brasagem [[9, 16, 17].

Nesta técnica o conjunto é aquecido, usualmente em vácuo e com a aplicação de uma determinada pressão de contacto, com o aumento da temperatura promove-se à interdifusão dos elementos que compõem a liga de brasagem e do substrato e assim surge a fase líquida que mais tarde vai solidificar (solidificação isotérmica) levando em teoria à obtenção de uma interface mais homogénea. Assim de modo a garantir a obtenção de juntas sãs é necessário ter em atenção algumas variáveis de processo como: tipo de liga mais adequada, a temperatura do processo, pressão, taxas de aquecimento e arrefecimento, qualidade superficial das interfaces e o contacto com a superfície a unir [1, 3, 18-20].

No caso das ligas à base de TiAl, a principal dificuldade encontrada quando usados métodos de soldadura para ligar os diferentes componentes é a fissuração a quente. O processo de brasagem vem em parte diminuir este efeito pois como este não envolve fusão do material base as tensões residuais resultantes do arrefecimento são menores. A escolha das ligas de brasagem é por isso muito importante com o objetivo de cumprir os requisitos quanto à temperatura de brasagem, molhabilidade e propriedades químicas e físicas da junta [1, 11, 19, 20].

*Song et al.* [17] procederam à brasagem dissimilar por vácuo da liga de TiAl (Ti-45Al-8,5Nb-(W,B,Y) (at%)) e da liga Ti60 (Ti-5,6Al-4,8Sn (at%)), usando como liga de brasagem Ti-28Ni. A brasagem foi realizada a diferentes temperaturas, nomeadamente 1020, 1040, 1060, 1080, 1100 e 1200 °C. A baixas temperaturas a microestrutura da interface era composta por um material base Ti60/ fase Ti<sub>2</sub>Ni +  $\alpha$ -Ti/  $\alpha$ -Ti + fase Ti<sub>2</sub>Ni/ Ti<sub>3</sub>Al/ TiAl. Com o aumento da temperatura de brasagem a difusão do níquel foi acelerada provocando o desaparecimento das fases frágeis (Ti<sub>2</sub>Ni e Ti<sub>3</sub>Al) melhorando as propriedades da junta, tendo sido atingidas as melhores propriedades à temperatura de 1080 °C, após esta temperatura houve a diminuição das propriedades mecânicas devido ao crescimento da fase B2. Na figura 2 pode-se observar a evolução da microestrutura na interface com o aumento da temperatura e as fases presentes correspondem : A-Ti<sub>3</sub>Al; B a E- B2 .

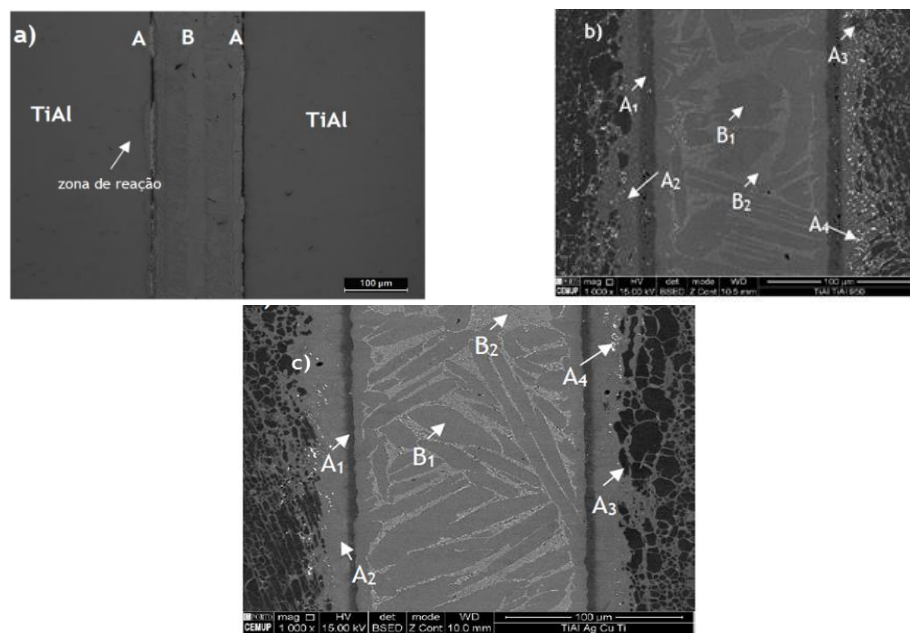


**Figura 2-** Microestrutura da interface de brasagem de Ti60/Ti-28Ni/TiAl a diferentes temperaturas, para um tempo de estágio de 10 minutos: a) 1020 °C, b) 1060 °C, c) 1080 °C, d) 1100 °C, e) 1020 °C [16].

As ligas mais utilizadas para a brasagem de ligas à base de TiAl são, essencialmente, à base de prata e à base de titânio. As ligas à base de prata apresentam uma boa ductilidade, mas apresentam uma baixa resistência mecânica quando expostas a elevadas temperaturas de serviço (superior a 500 °C) e baixa resistência à oxidação [11]. Exemplos de estudos que usam como ligas de brasagem ligas à base de prata encontram-se a seguir apresentados:

Soares.A [2] procedeu à brasagem similar de TiAl usando como liga de brasagem a liga Ag-Cu/Ti/Ag-Cu produzida por pulverização catódica. As temperaturas de processamento em estudo foram 900, 950 e 980 °C, com um tempo de estágio de 30 minutos. A autora chegou à conclusão que com o aumento da temperatura de processamento havia uma melhoria na qualidade das ligações, isto é, uma diminuição da porosidade na interface. A 900 °C a autora verificou que a ligação era inexistente logo a temperatura de processamento foi insuficiente, como se pode observar na figura 3.a), nesta pode-se também distinguir as diferentes camadas designadas por A (zonas da interface adjacente à liga TiAl) e B (Zona central da interface). Contrariamente, para uma temperatura de 950 °C a junta obtida apresentava uma interface livre de porosidades. Por análise microestrutural, a autora observou que o centro da liga de brasagem a 950 °C era constituído apenas por titânio e compostos intermetálicos do sistema Ti-Cu-Ag (TiCu, Ti<sub>2</sub>(Cu,Ag)) e que a zona próxima das interfaces era composta por Ti<sub>3</sub>Al e TiAl, contendo

quantidades de solução sólida de prata, como se pode observar na figura 3.b). Por outro lado, a 980 °C o centro da interface era composto por Ti e compostos  $Ti_2(Cu,Ag)$ , tendo neste caso a prata difundido na zona central da liga de brasagem, como se pode observar pela figura 3.c). Após a realização de ensaios de microdureza Vickers verificou uma diminuição bastante acentuada entre o valor obtido para substrato (468 HV 0,01) e zona de interface: camada A (950 °C- 203 HV 0,01; 980 °C-180 HV 0,01) e camada B (950 °C-265 HV 0,01; 980 °C- 208 HV 0,01), o que pode comprometer as propriedades mecânicas do conjunto.



**Figura 3-** Imagens da microestrutura da interface resultante do processamento de ligações da liga de TiAl recorrendo à liga de brasagem Ag-Cu/Ti/Ag-Cu, para um tempo de estágio de 30 minutos : a )900 °C, b) 950 °C e c) 980 °C [2].

*Shiue et al.* [21] procederam à brasagem de uma liga à base de TiAl- $Ti_{50}Al_{50}$  usando como liga de brasagem uma folha de prata. A temperatura de processamento variou entre os 1000 °C e os 1100 °C e o tempo de estágio variou entre os 15 e os 180 segundos. Na interface de brasagem as fases presentes são:  $Ti(Al,Ag)$ ,  $Ti_3(Al,Ag)$  e Ag (ss). A ligação conseguida com o uso da liga de prata apresenta uma boa resistência apesar de o aparecimento da solução sólida de prata comprometer em parte o seu desempenho. Todas amostras resultantes da brasagem a 1050 °C, após a realização do ensaio de corte, fraturaram no substrato o que demonstra uma excelente ligação na junta. Para a temperatura de 1100 °C o valor máximo obtido para a resistência ao corte foi de 385 MPa para um tempo de estágio de 120 segundos.

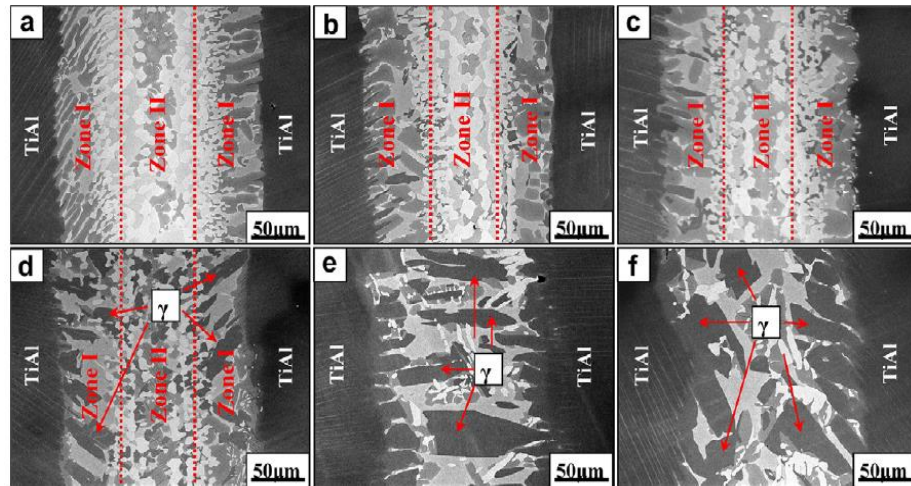
Assim é necessário otimizar o processamento de brasagem usando ligas de brasagem com uma temperatura de trabalho superior como são exemplo as ligas à base de titânio e níquel [8, 10]. As ligas à base de titânio apresentam elevada afinidade com as ligas à base de TiAl, apresentam uma elevada resistência mecânica e resistência à oxidação quando expostas a temperaturas elevadas, mas em contrapartida como o seu ponto de fusão é elevado as temperaturas de processamento são igualmente elevadas, mas podem então ser adicionados elementos de ligas como o zircônio ou cobre com o objetivo de diminuir essa temperatura [4]. Em seguida são apresentados exemplos de estudos realizados com ligas à base de titânio.

Guedes [1] teve como objetivo estudar o processamento de ligações por brasagem por difusão similar de um liga Ti-47Al-2Cr-2Nb (% at.) usando como ligas de brasagem uma liga Ti-33Ni e uma liga Ti-15Cu-15 Ni. Este trabalho consistiu no processamento de ligações a temperaturas compreendidas entre os 980 e os 1200 °C, para além disso e com o objetivo de analisar os mecanismos que permitem a ligação o autor realizou ligações abaixo da temperatura de *solidus* das ligas de brasagem, entre 600 e 900 °C. Para o sistema  $\gamma$ -TiAl / Tini 67 /  $\gamma$ -TiAl, as principais conclusões incluem que processamento da liga aos 1000 °C e 10 minutos de estágio induz a formação de interfaces de ligação, apesar de a esta temperatura a interface apresentar zonas com porosidade ou falta de ligação. Com o aumento da temperatura de brasagem está associado um aumento da espessura de interface de reação. Independentemente da temperatura a interface de reação é composta essencialmente por duas camadas, uma junto à interface com a liga Y-TiAl e a outra que corresponde à zona central da interface, sendo constituída essencialmente por compostos intermetálicos ( $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al e TiNiAl), local onde ocorre a fratura aquando da realização de ensaios de corte. A dureza na interface é superior à do substrato, sendo superior aos 400 MPa. Não existe alteração na composição química ou na microestrutura do substrato após o processamento das ligas às diferentes temperaturas. Para o sistema  $\gamma$ -TiAl / Ticuni /  $\gamma$ -TiAl, as temperaturas de processamento foram suficientes para promover a formação de interfaces de ligação sãs, apesar de para a temperatura mais baixa, de 980 °C, a zona de interface apresentar regiões com elevada porosidade ou com falta de material.

Com o aumento da temperatura de processamento houve um aumento da espessura da interface de ligação. Para este sistema a interface de reação é composta por três camadas, onde a zona mais perto do substrato é composta essencialmente por  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al e Ti(Ni,Cu)Al, a zona central é composta por  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al e a zona mais distante era composta por  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>2</sub>(Ni,Cu) e Ti(Ni,Cu)<sub>2</sub>Al. De notar que para as temperaturas de 1150 e 1200 °C a camada mais longe do substrato era composta por uma mistura de  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al e Ti(Ni,Cu)Al. A dureza do substrato é fundamentalmente mais baixa que a dureza que a obtida na zona de ligação, sendo esta superior aos 400 HV. Novamente não houve alteração a nível microestrutural do substrato.

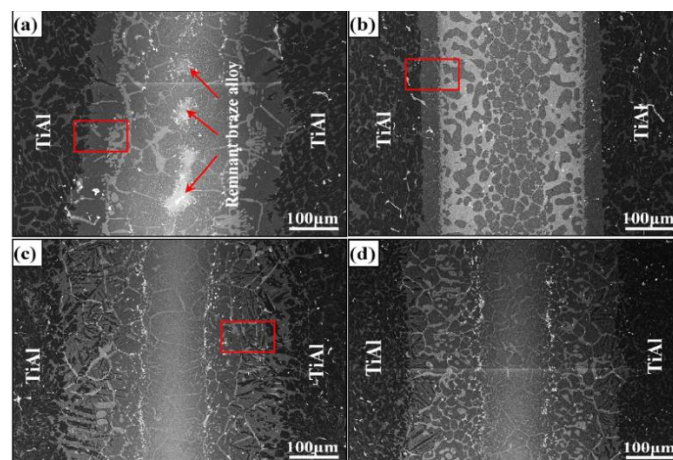
*Song et al. [10]* procederam à brasagem de uma liga à base de TiAl rica em nióbio- Ti-45Al-5Nb-(W, B, Y) (at.%) - usando como liga de brasagem uma folha de TiNi- Ti40Ni40Nb20 (at%). As ligações foram processadas entre 1160 e os 1260 °C com um estágio de 10 minutos, sendo a escolha foi influenciada pelo facto de a temperatura de fusão da liga ser aos 1148 °C. Neste estudo, na interface de brasagem revelou o aparecimento dos intermetálicos O-Ti<sub>2</sub>AlNb e  $\tau_3$ -Al<sub>3</sub>(Ti,Nb)<sub>2</sub>. Com o aumento da temperatura de processamento houve um aumento da interação entre o substrato de TiAl e a liga de brasagem o que levou à alteração da morfologia da microestrutura da interface, como se pode observar na figura 4. Para a avaliação das propriedades mecânicas da junta de brasagem foram realizados ensaios de corte, nestes o valor máximo obtido no ensaio realizado à temperatura ambiente foi de 308 Mpa para uma temperatura de processamento de 1220 °C, apresentando um tipo de fratura frágil.



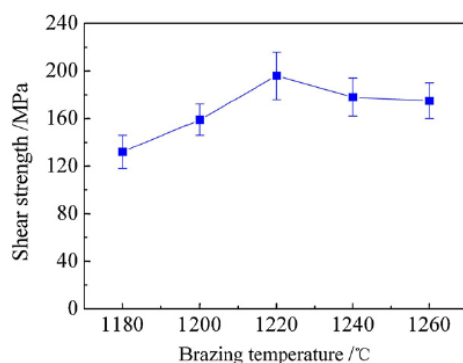


**Figura 4-** Evolução da microestrutura da TiAl/TiNi-Nb/TiAl com o aumento da temperatura de processamento, para um tempo de estágio de 10 minutos: a) 1160 °C; b) 1180 °C; c) 1200 °C; d) 1220 °C; e) 1240 °C; f) 1260 °C [10].

Song *et al.* [8] desenvolveram uma liga TiNi-V(Ti-37,5Ni-37,5-V25 % at.) que posteriormente utilizaram para realizar a brasagem de uma liga à base de TiAl ((Ti-42,5Al-9V-0,3Y (at.%))). As ligações foram processadas a 1180, 1200, 1240 e 1260 °C, com um tempo de estágio de 10 minutos. Neste estudo, a interface é essencialmente composta pela fase  $\beta_2$  e pelos intermetálicos  $\tau_3$ -Al<sub>3</sub>NiTi<sub>2</sub>, sendo que a sua morfologia vai sofrendo uma evolução com a temperatura, tal como se pode observar na figura 5. O valor máximo obtido nos ensaios de resistência ao corte à temperatura ambiente foi de 196 MPa para a temperatura de brasagem de 1220 °C, tal como e pode observar na figura 6. A degradação da resistência da ligação esta relacionado com a presença da fase  $\beta_2$  e dos intermetálicos  $\tau_3$ -Al<sub>3</sub>NiTi<sub>2</sub> devido à sua natureza frágil.



**Figura 5-** Microestrutura da interface, TiAl/TiNi-V/TiAl, processada a diferentes temperaturas, obtida para um tempo de estágio de 10 minutos. a) 1180 °C; b) 1200 °C; c) 1240 °C e d) 1260 °C [8].



**Figura 6**-Efeito da temperatura de brasagem na resistência ao corte da interface de brasagem, TiAl/TiNi-V/TiAl [8].

Si *et al.* [10] procederam à brasagem de uma liga à base de TiAl- Ti-45Al-8.5Nb-W,B,Y)(at%))- usando como liga de brasagem uma liga Ti-28Ni (wt%). As ligações foram processadas no intervalo de 1060 e os 1140 °C com um tempo de estágio de 10 minutos. A junta de brasagem é composta essencialmente pelas fases  $Ti_3Al$ ,  $Ti_2Ni$  e B2. A temperatura de brasagem teve influencia na quantidade de  $Ti_2Ni$  presente na interface, isto é, com o aumento da temperatura houve uma diminuição desta fase, ao contrário da fase B2 que aumentou. O valor máximo obtido nos ensaios de corte foi de 204 MPa para uma temperatura de processamento de 1100 °C, sendo o tipo de fratura frágil.

Li *et al.* [4] estudaram a influência da temperatura de brasagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas na interface de brasagem de uma liga Y-TiAl. Neste estudo, o substrato era uma liga Ti-47Al-2Nb-2Cr-0,15B (at%) e como liga de brasagem uma liga amorfa de composição Ti-25,65Zr-13,3Cu-12,35Ni-3Co-2Mo (wt%). As temperaturas de processamento variaram entre os 925 e os 1050 °C com um tempo de estágio de 5 minutos. Os principais resultados obtidos foram: primeiramente que a junta de brasagem era composta por duas zonas, zona de interface de reação e outra da zona central da liga de brasagem. Os intermetálicos que se encontram na junta são  $(Ti,Zr)_2$ ,  $(Cu,Ni)$  e  $Ti_3Al$ . O valor máximo obtido no ensaio de corte foi de 211 Mpa para uma temperatura de brasagem de 1000 °C e um tempo de estágio de 5 minutos. A zona de fratura na junta ocorreu na zona central da liga de brasagem devido essencialmente à existência dos intermetálicos indicados anteriormente resultante a sua natureza frágil.

Guedes [1] no seu trabalho teve como objetivo estudar o processamento de ligações por brasagem por difusão similiar de um liga Ti-47Al-2Cr-2Nb (% at.)

usando como ligas de brasagem uma liga TiNi 67 e uma liga Ticuni. Para estas ligas a evolução da interface de ligação seguiu as seguintes etapas:

Para a liga de brasagem TiNi67, a criação da interface e sua evolução segue a seguinte ordem: inicialmente, resultante do mecanismo de difusão no estado sólido formam-se camadas de reação monofásicas na liga de brasagem, sendo estas constituídas por  $TiNi_3$ ,  $TiNi$  e  $Ti_2Ni$ ; Da reação eutética (942 °C) resulta o aparecimento da fase líquida, entre a camada constituída por  $Ti_2Ni$  e a folha de titânio que constitui a liga; A fase líquida vai reagir com o substrato-Y-TiAl - incorporando assim titânio, alumínio, cromo e nióbio na sua composição; Após estes elementos se difundirem para o interior da liga e atingirem o seu limite de solubilidade na liga vão-se combinar, formando intermetálicos: o alumínio liga-se preferencialmente ao titânio formando  $\alpha_2-Ti_3Al$ , o níquel segregado reage com o alumínio e o titânio restante dando origem a  $TiNiAl$ ; Por fim, com o aumento da temperatura de processamento a dissolução do substrato na liga de brasagem aumenta o que se traduz num aumento de espessura da camada de reação, bem como o empobrecimento de níquel e titânio nos componentes e consequente aumento em alumínio.

Para a liga de Ticuni, o mesmo autor apresenta as etapas da criação e sua evolução das ligações: inicialmente, formam-se pelo mecanismo de difusão no estado sólido, camadas de reação monofásicas na liga de brasagem, sendo estas constituídas por compostos intermetálicos Ti-Ni-Cu, sendo de esperar que aos 900 °C a liga apresente a seguinte sequência de camadas- $TiCuNi/TiNi/Ti_2Ni/Ti(\beta)+Ti_2Cu$ . Da reação eutética que ocorre por volta dos 930 °C resulta o aparecimento da fase líquida, entre a camada composta por  $Ti_2Ni$  e a constituída por  $Ti(\beta)+Ti_2Cu$ . Quando esta fase entra em contacto com o substrato dá-se a difusão dos elementos, nomeadamente titânio, alumínio, cromo e nióbio para a liga; Após atingir o limite de solubilidade dos elementos na liga há a formação de compostos intermetálicos : Ti-Al, Ti-Ni-Cu e Ti-Ni-Cu-Al; O titânio combina-se com o alumínio dando origem à fase  $\alpha_2-Ti_3Al$ , enquanto que o níquel e o cobre são segregados e ligam-se ao titânio e alumínio remanescentes; Por fim, com o aumento da temperatura de processamento a dissolução do substrato na liga de brasagem aumenta o que se traduz num

aumento de espessura da camada de reação, bem como o empobrecimento de níquel, titânio e cobre nos componentes e consequente aumento em alumínio.

Na tabela 3 pode ser observado um quadro resumo dos resultados dos estudos anteriormente apresentados, destes pode-se verificar que o local por onde é mais provável a ocorrência de fratura é a zona da camada de reação, e que o valor máximo obtido na resistência ao corte está para a temperatura de processamento mais elevada.

**Tabela 3-** Quadro resumo dos principais resultados obtidos pelos autores acima mencionados.

Material base	Liga de brasagem	Resistência mecânica (MPa)	Parâmetros utilizados	Local de fratura
Ti <sub>50</sub> Al <sub>50</sub> [21]	Folha de prata	385* -corte	1100°C/2 minutos	Camada de reação
Ti-47Al-2Cr-2Nb [1]	Ticuni	443-770 # (varia com o constituinte)	1150-1200°C/30 minutos	Camada de reação
	TiNi67	385-810 # (varia com o constituinte)	1150-1220°C/30 minutos	Camada de reação
Ti-45Al-5Nb-(W, B, Y) [10]	Ti40Ni40Nb20	308*	1220°C/10 minutos	Camada de reação
TiNi-V25 [8]	Ti-42.5Al-9V-0.3Y	196*	1220 °C/10 minutos	Camada de reação
Ti-45Al-8.5Nb-W,B,Y [4]	Ti-28Ni	204*	1100°C/ 10 minutos	Camada de reação
Ti-47Al-2Nb-2Cr-0,15B [4]	Ti-25,65Zr-13,3Cu-12,35Ni-3Co-2Mo	211*	1000°C/5 minutos	Camada de reação

\*-valores relativos à resistência ao corte; #-valores relativos à dureza (HV)

Neste contexto, este trabalho tem como objetivo a caracterização microestrutural e mecânica de ligações resultantes do processamento por brasagem utilizando como ligas de brasagem as ligas TiNi67 e Ticuni.

## 2.Procedimento Experimental

Nesta dissertação foram realizadas ligações por brasagem de ligas à base de TiAl recorrendo às ligas de brasagem designadas comercialmente por TiNi 67 e ligas Ticuni. No presente capítulo vão ser descritos os materiais, equipamentos e condições experimentais adotadas ao longo do processo.

Na figura 7 pode ser observado um esquema representativo do procedimento adotado na realização deste estudo.

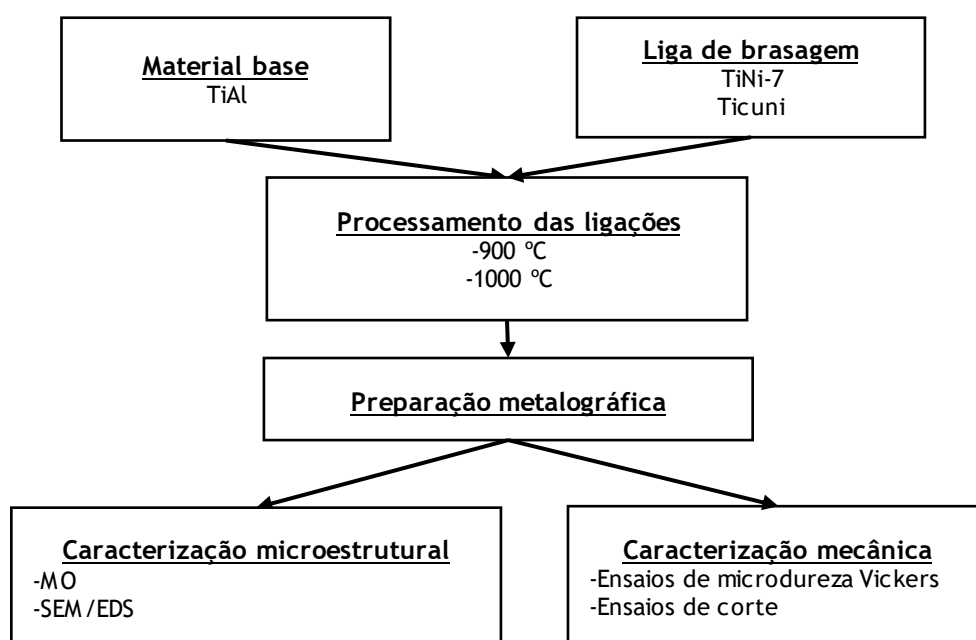


Figura 7- Fluxograma representativo do procedimento experimental.

### 2.1 Materiais

No decurso deste estudo foram utilizadas três ligas: como substrato foi usada a liga TiAl e como ligas de brasagem foram utilizadas as ligas TiNi-67 e Ticuni, de seguida vão ser expostas e analisadas a sua composição e microestrutura.

#### 2.1.1 Material Base

O material base utilizado consistiu numa liga à base de TiAl, nomeadamente numa liga Ti-48Al-5Nb (% atómica).

De modo a ser possível analisar a microestrutura deste material este foi sujeito a uma preparação metalográfica, onde foi seguida a sequência de lixas de carboneto de silício até a uma granulometria de 4000 mesh, seguido de um acabamento com suspensão de 1  $\mu\text{m}$  e por fim com uma suspensão coloidal. De modo a revelar a sua microestrutura sob observação de microscopia ótica as amostras foram atacadas usando como reagente *Kroll* modificado (4 %  $\text{HNO}_3$ , 6%  $\text{HF}$ , 23 %  $\text{H}_2\text{O}_2$  e 67 %  $\text{H}_2\text{O}$ , em % volúmica).

Na figura 8 é possível observar-se uma imagem obtida por microscopia ótica da microestrutura da mesma. Nesta pode-se distinguir duas fases distintas, uma zona mais clara e outra mais escura. A microestrutura apresentada, apresenta características de uma estrutura duplex, é composta por grãos  $\gamma$  (TiAl) e zonas lamelares compostas por  $\gamma$  (TiAl) e  $\alpha_2$  ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ), alternadamente.

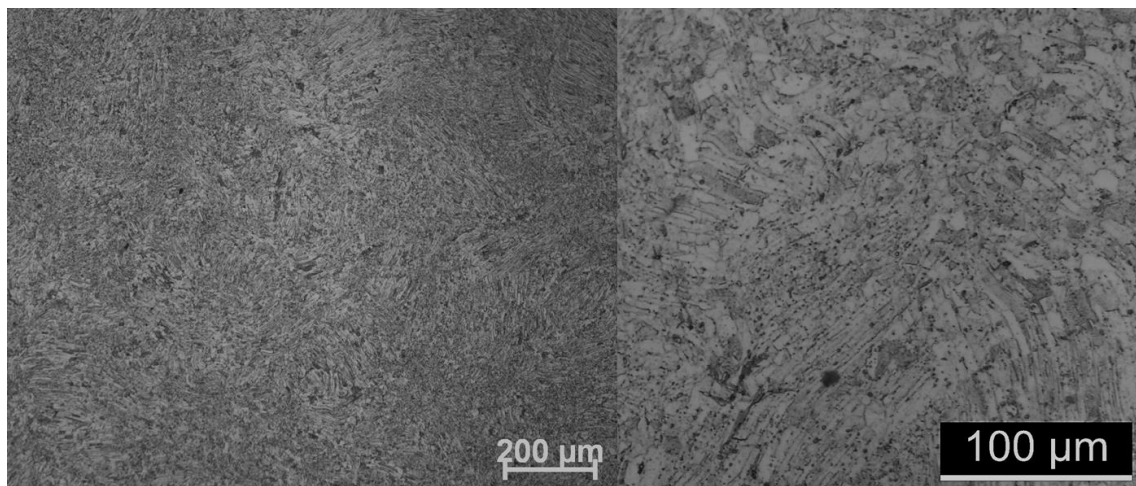


Figura 8- Imagem de MO da microestrutura do material base TiAl.

### 2.1.2 Ligas de brasagem

Como liga de brasagem foi utilizada a liga TiNi 67, Ti-33Ni (% ponderal), com uma espessura de folha com cerca de 50  $\mu\text{m}$  de espessura. Esta foi conseguida por *cladding* e laminagem e é composta por duas folhas de titânio (19  $\mu\text{m}$  de espessura) e entre estas folhas encontra-se uma folha de níquel (12  $\mu\text{m}$  de espessura), tal como se pode observar na figura 9.b). Foi também estudada ligação entre os materiais base recorrendo à liga de brasagem de Ticuni, Ti-15Cu-15Ni (% ponderal), com uma espessura de 90  $\mu\text{m}$ . Esta foi obtida

por *cladding* e laminagem e é composta por duas folhas de titânio (37 µm de espessura) e entre estas duas camadas encontra-se uma folha constituída por uma solução sólida de cobre e níquel (16 µm de espessura), tal como se pode observar na figura 9.a).

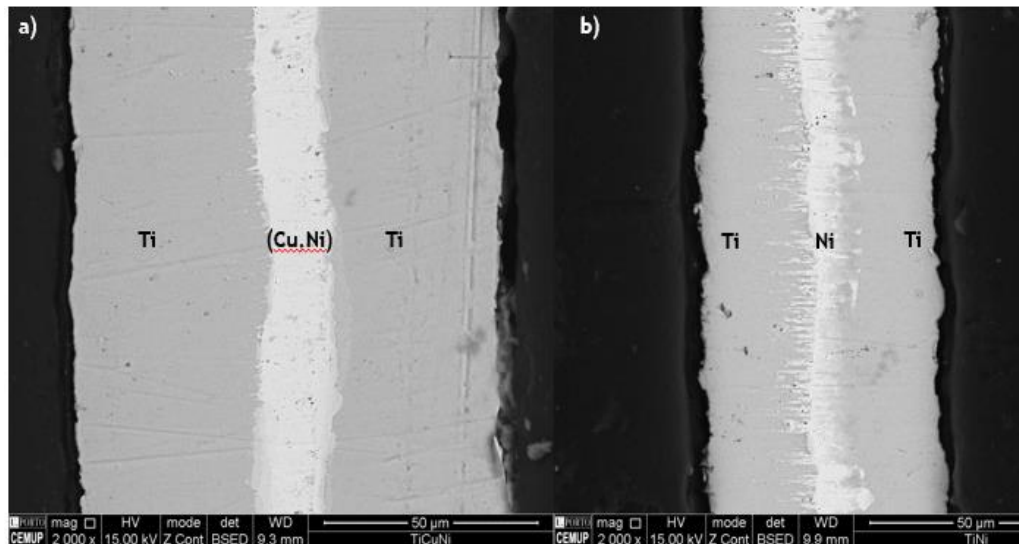


Figura 9-Microestrutura das ligas de brasagem: a)Ticuni; b)TiNi67.

Ambas as ligas foram fornecidas ao departamento e a sua composição química e as temperaturas *de liquidus* e *solidus* podem ser observadas na tabela 4.

Tabela 4-Composição química e temperatura de solidus e liquidus das ligas de brasagem [1].

Liga de brasagem	Composição química	Temperatura de <i>solidus</i> (°C)	Temperatura de <i>liquidus</i> (°C)
Tini-67	67Ti-33Ni (% ponderal)	942	980
Ticuni	70Ti-15Cu-15Ni (% ponderal)	910	960

## 2.2 Processamento das ligações

Inicialmente, de modo a garantir que os materiais base se encontravam planos e livre de óxidos, foram desbastados sequencialmente com lixas até aos 1000 mesh, seguido da sua limpeza de desgorduramento com acetona e ultrassons. De seguida, as amostras foram colocadas num suporte em aço inoxidável, como se pode observar na figura 10.d), tendo este como objetivo promover o contacto e garantir que não havia deslocamento entre as superfícies.

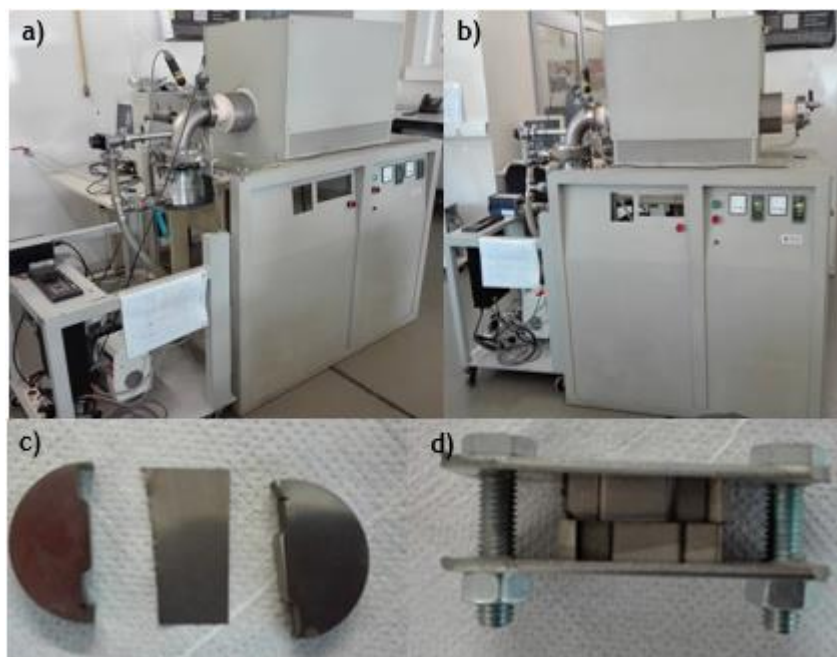
O processo de brasagem foi realizado num sistema composto por um forno tubular horizontal e duas bombas de vazio (rotativo e turbo molecular), tal



como se pode observar na figura 10.a) e b). As temperaturas de ligação adotadas foram de 900 e 1000 °C, para um tempo de estágio de 30 minutos, a escolha das temperaturas para o processamento das ligações foi feita com a finalidade de obter interfaces ligadas homogeneamente e livre de defeitos de TiAl. Apesar de ser abaixo da temperatura de *liquidus* da liga de brasagem, o que em teoria tornaria improvável a formação de ligações sãs, escolheu-se a temperatura de 900°C com o objetivo de verificar se conjuntamente com a alteração do tempo de estágio seria possível a redução na temperatura de processamento destas ligas.

As velocidades estabelecidas para o aquecimento e para arrefecimento, de modo a evitar o aparecimento de tensões, foram de 5 °C/min, tal como se pode observar no esquema da figura 11.

Os sistemas em estudo foram: TiAl/TiNi-67/TiAl, TiAl/Ticuni/TiAl. A montagem deste sistema consistiu na colocação de uma liga de brasagem entre duas amostras de TiAl, tal como se pode observar na figura 10.c).



**Figura 10-** a), b) observa-se o equipamento utilizado para o processamento das ligações; c) montagem do sistema TiAl/liga de brasagem/TiAl; d) sistema de montagem: suporte com as amostras no interior.



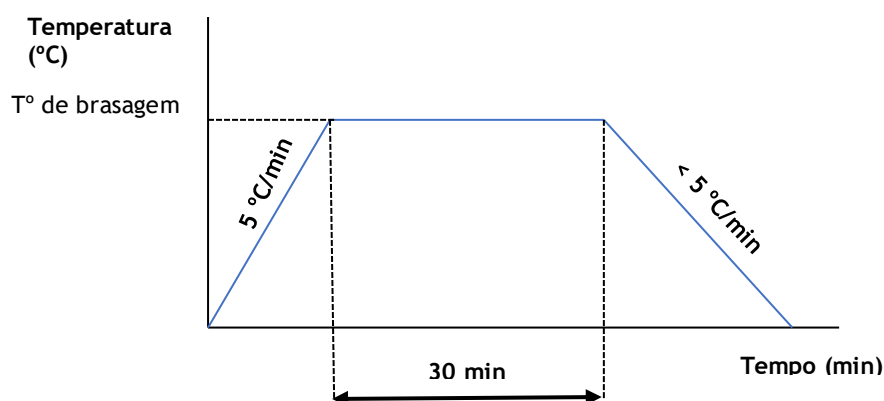


Figura 11- Esquema representativo do ciclo térmico de brasagem.

Posteriormente, para todas as amostras foi adotada a seguinte metodologia: as amostras foram montadas a frio com resina epóxi, de seguida foram desbastadas perpendicularmente à interface usando a sequência de lixas até à lixa de 4000 mesh, seguido de um acabamento com a suspensão de 1 $\mu$ m e por fim um acabamento com sílica coloidal.

## 2.3 Caracterização microestrutural e mecânica

A fim de ser estudada a interface resultante do processamento por brasagem foi feita uma análise à estrutura, a nível microestrutural foram identificadas as fases que compoñham a interface e a nível mecânico foram realizados ensaios. Em seguida será apresentada de forma mais detalhada como foi realizada esta caracterização.

### 2.3.1 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural das interfaces foi conseguida através da análise de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrónica de varrimento (SEM) associada à técnica de espectroscopia de dispersão de energia (EDS). Destas foi possível retirar imagens da microestrutura, nomeadamente distribuição, forma e tamanho dos produtos de reação, e com a técnica de EDS foi possível a determinação da composição química e posterior identificação, de forma indireta, das fases mais prováveis presentes. É de salientar que para a identificação das fases presentes foi necessário recorrer-se aos diagramas de

equilíbrio, pois através destes é possível a previsão das fases presentes, em condições de equilíbrio (sendo que neste trabalho se considera que se está em condições de equilíbrio pois as taxas de aquecimento e arrefecimento são baixas), e posterior cruzamento de informação resultante da técnica de EDS. Esta caracterização foi efetuada a todas as amostras.

### 2.3.1 Caracterização mecânica

A caracterização mecânica da interface foi efetuada a através da realização de ensaios de microdurezas Vickers (HV 0,01) tanto na zona de ligação como no material base, de modo a obter-se um perfil de durezas. As indentações foram apenas realizadas às amostras iniciais, isto é, não foram realizadas microdurezas nas amostras que foram sujeitas aos ensaios de corte.

Após processadas as ligações e posterior validação dos resultados foram preparadas novas amostras, agora com outra geometria, cujo o esquema se encontra na figura 12, para a realização de ensaios de corte. Estas foram sujeitas à mesma preparação metalográfica que as anteriores, quer na fase de desbaste que na fase de acabamento, e submetidas às mesmas condições de processamento. Na figura 13 pode ser observado o suporte utilizado e equipamento adotados para o efeito. Na figura 14 pode ser observado o modo como foram colocadas as amostras no suporte, bem como o aspeto final das amostras após o ensaio.

A velocidade de aplicação da carga para a realização deste ensaio foi definida como 1 mm/min.

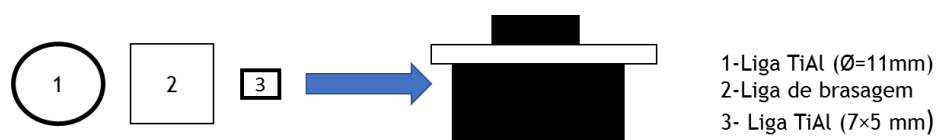
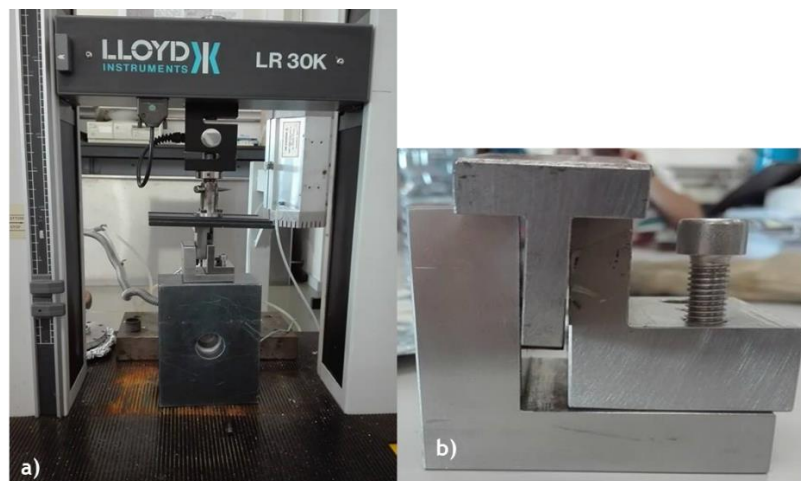
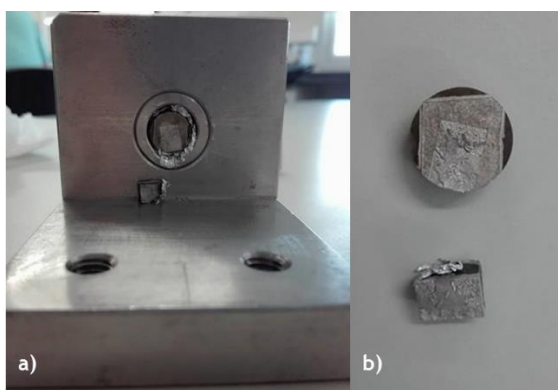


Figura 12- Esquema representativo da geometria e do modo de montagem das amostras de corte.



**Figura 13-** a) Montagem e equipamento utilizado para a realização dos ensaios de corte; b) suporte necessário para amostras de corte.



**Figura 14-**a) Amostras colocadas no suporte (após ensaio). Em b) pode-se observar o aspeto final das amostras após a realização do ensaio.

Posteriormente à realização dos ensaios de corte, com o objetivo de observar a superfície de fratura e quais as fases presentes nesta zona, as amostras foram analisadas por SEM com auxílio da técnica de EDS e também recorrendo à utilização da lupa.

### 3. Resultados e Discussão

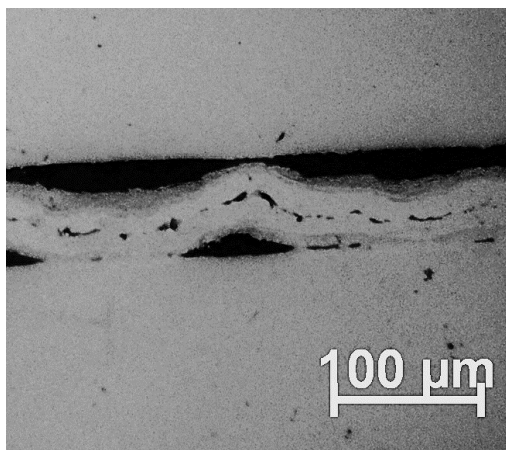
Neste capítulo serão apresentados os principais resultados obtidos da caracterização microestrutural e mecânica das ligações similares de TiAl, utilizando como ligas de brasagem: Ticuni e TiNi 67. De modo a facilitar a sua compreensão esta será dividida nos dois sistemas em estudo e dentro de cada temperatura de processamento os resultados serão apresentados e analisados.

## 3.2 Brasagem de TiAl com TiNi67

O sistema composto por TiAl/TiNi67/TiAl foi processado às temperaturas de 900 e 1000 °C.

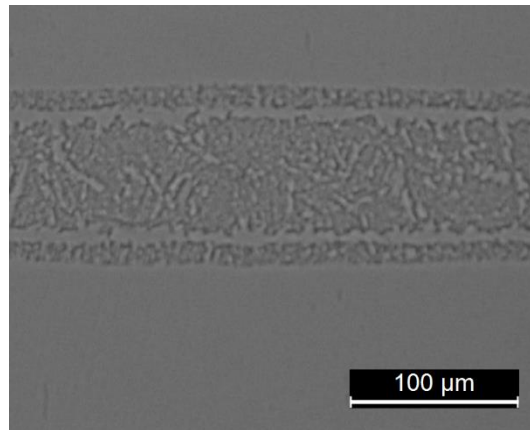
### 3.2.1 Caracterização microestrutural

Para a temperatura de processamento de 900 °C, tal como se pode observar nas microestruturas da figura 15, a ligação não foi bem sucedida apesar de apresentar pequenas zonas de reação. Esta falta de ligação pode dever-se essencialmente a facto de a temperatura de processamento ser insuficiente (abaixo de temperatura de *liquidus* da liga), tabela 4, para promover a sua fusão. Apesar não ter havido a formação de uma interface uniforme é possível observar, quando comparando com a imagem da liga inicial, figura 9.b), que esta apresenta no centro zonas com porosidade e falta de ligação, mas tem também associado um aumento da interligação entre as camadas que constituem a liga de brasagem.



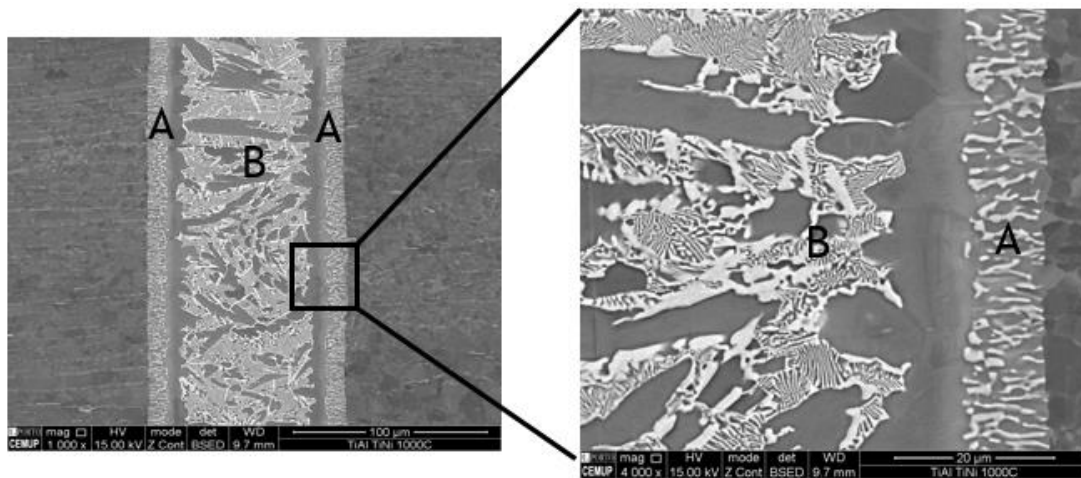
**Figura 15-** Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 900°C.

Quando se aumentou a temperatura de processamento para 1000 °C, tal como se pode observar na microestrutura apresentada pela figura 16, a ligação foi conseguida com sucesso uma vez que existe uma uniformidade de ligação ao longo da interface, encontram-se livres de porosidades e apresentam uma ligação homogénea. Esta interface de ligação resulta das diferentes reações entre o material base e a liga de brasagem.



**Figura 16-** Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C.

A interface resultante do processamento por brasagem é constituída essencialmente por duas camadas de reação, uma zona A que corresponde à interface junto ao material base de TiAl, e uma zona B que corresponde à zona central da interface. Na figura 17 podem ser observadas as microestruturas das interfaces de processamento.



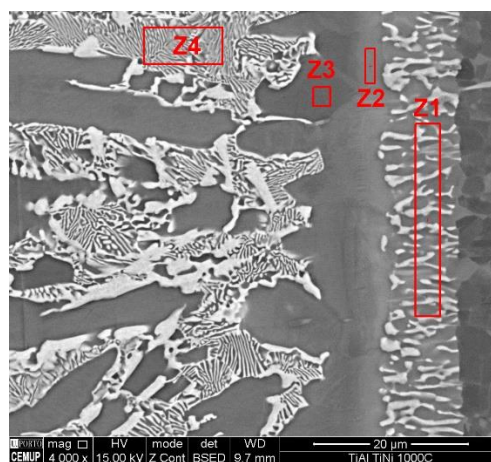
**Figura 17-** Imagem obtida por SEM da microestrutura resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C; Zona ampliada da periferia da interface (imagem da direita).

A camada A é composta por dois constituintes com duas tonalidades distintas, um claro e um mais escuro, que são compostos essencialmente por titânio e alumínio. A composição química desta zona da interface é igual em ambos os lados. Pode-se observar que a morfologia desta zona é colunar, constituída por colunas alternadas entre o composto claro e escuro, cujo o crescimento se faz de forma perpendicular ao substrato.

Na camada B pode-se observar que esta é também constituída por dois compostos, um claro e um escuro. A morfologia desta camada é bastante

diferente da anterior, pode-se observar que o constituinte escuro se encontra em muito maior quantidade, agindo como que como uma matriz, e é composta por zonas que apresentam uma estrutura lamelar, onde o constituinte claro atua como matriz, que pontualmente rodeiam o constituinte escuro. Este constituinte escuro atua como zona de transição entre camadas formando uma bainha continua ao longo da interface.

A avaliação da composição química das diferentes detetadas nas interfaces foi feita através da técnica de EDS, nos locais designados por Zx , tal como é possível ver na figura 18, e cuja distribuição pode ser analisada na tabela 5.



**Figura 18-** Imagem MEV da microestrutura resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C com indicação das zonas analisadas.

**Tabela 5-** Elementos e respetivos teores presentes ao longo da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C.

Zonas	Ti	Al	Ni	Nb	Cu
1	51,2	34,5	5,1	4,9	4,3
2	66,3	29,6	-	4,1	-
3	72,8	25,3	-	1,9	-
4	67,7	14,5	6,7	1,6	9,48

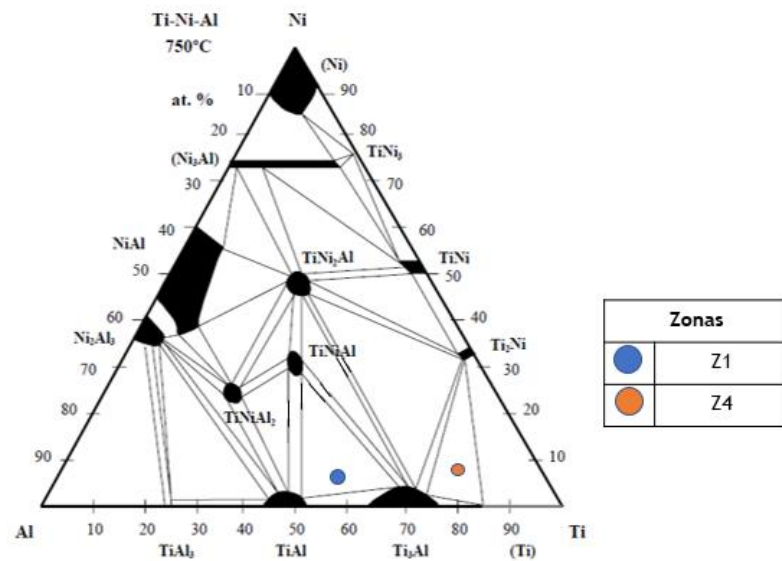
Da tabela 5 pode-se retirar que o teor em titânio aumenta da camada A (z1) para a camada B (z2,z3 e z4), sendo que tem tendência a aumentar com o afastamento à periferia. O alumínio observa-se que apresenta uma tendência contrária, isto é, tende a diminuir com o afastamento à periferia. O nióbio visto que faz parte da composição do material base apresenta o seu teor máximo na camada adjacente à liga TiAl e diminui ao afastar-se da mesma. Pontualmente

tem-se a presença dos elementos de níquel e cobre, cujo seu teor é máximo na zona z4.

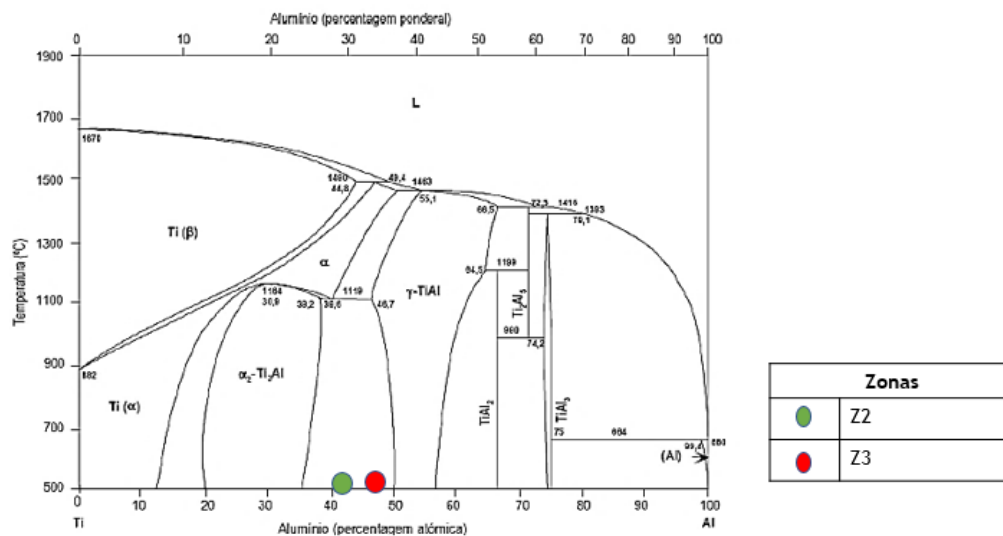
A interface de brasagem resulta da alteração da composição química pela incorporação de elementos provenientes do substrato de TiAl. Quando o líquido da liga de brasagem entra em contacto com o material base dissolve-o levando à incorporação de titânio, alumínio, cromo e nióbio no seu interior. Esta alteração na composição química e o eventual atingimento do limite de solubilidade dos elementos no líquido leva à formação de novos constituintes que compõem a interface de brasagem.

A presença do elemento cobre na composição pode ser explicada como uma contaminação, uma vez que nem o substrato nem a liga de brasagem o têm na sua composição. Uma explicação para tal acontecimento advém do facto de ambas as amostras terem sido preparadas metalograficamente no mesmo ambiente, assim como o cobre é um elemento macio pode facilmente na fase de acabamento ter ficado no pano e posteriormente ter sido transferido para as regiões de maior relevo (zona 1 e 4).

Para a realização da análise microestrutural resultante do processamento recorreu-se às secções isotérmicas a 750 °C do diagrama do sistema Ti-Ni-Al, a 500 °C do diagrama do sistema Ti-Cu-Ni e do diagrama Ti-Al tendo sido a escolha destas temperaturas feita de modo a garantir uma aproximação mais correta das fases que se formaram à temperatura ambiente, em condições de equilíbrio. Na figura 19 e 20 encontram-se a secção isotérmicas do diagrama Ti-Al-Ni e o diagrama binário Ti-Al, respetivamente, utilizados, estando também marcados os pontos correspondentes aos diferentes constituintes que compõem cada fase. Na tabela 6 é possível observar-se as composições químicas de cada fase analisada.



**Figura 19-** Secção isotérmica a 750°C do diagrama de equilíbrio Ti-Ni-Al [1], onde se indicam, os pontos correspondentes à composição dos constituintes.



**Figura 20-** Diagrama de equilíbrio Ti-Al [1], onde se indicam, os pontos correspondentes à composição dos constituintes.

**Tabela 6-** Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C.

Zona	Ti	Al	Ni	Cu	Fases Prováveis
1	51,2	34,5	5,1	4,3	TiAl+Ti <sub>3</sub> Al+TiNiAl
2	66,3	29,6	-	-	Ti <sub>3</sub> Al+TiAl
3	72,8	25,3	-	-	Ti <sub>3</sub> Al+TiAl
4	67,7	14,5	6,7	9,5	Ti <sub>3</sub> Al+(Ti) +Ti <sub>2</sub> (Ni,Cu)



Por observação da microestrutura, presente na figura 18, constata-se que a camada A é composta por duas fases o que vai de encontro com o obtido quando são marcados os pontos na secção isotérmica do diagrama. Assim é de esperar que o constituinte que compõe esta camada seja  $TiAl+Ti_3Al$ . Esta fase pode ser explicada pois com o aumento da temperatura há um aumento de solubilidade e da difusão dos elementos presentes, assim é de esperar uma zona rica em titânio, alumínio e nióbio, onde o titânio e o alumínio têm tendência a ligarem-se preferencialmente entre si.

Pela composição química marcada pelo ponto na secção isotérmica do diagrama suspeita-se que o constituinte que compõem a camada de transição da camada A para a camada B é  $Ti_3Al+TiAl$ , mas por observação da microestrutura presente na figura 18 constata-se que esta o constituinte é monofásico. Assim como o teor em titânio é superior nesta bainha assume-se que constituintes presente é  $Ti_3Al$ .

No que diz respeito à zona central da liga de brasagem, esta apresenta uma estrutura eutética, composta por uma mistura de  $Ti_3Al+Ti_2Ni$ . Da análise da tabela 9 de composição química observa-se que esta zona é a que apresenta o teor de alumínio mais baixo e o também o teor em níquel mais elevado, o que pode ser explicado pela temperatura de brasagem ser insuficiente para promover a difusão do alumínio para o centro da interface bem como a difusão do níquel da liga para a interface, este fator bem como o efeito combinado dos elementos alumínio, cromo e nióbio podem também explicar a existência de uma solução sólida de titânio indicada pela diagrama [5, 22, 23].

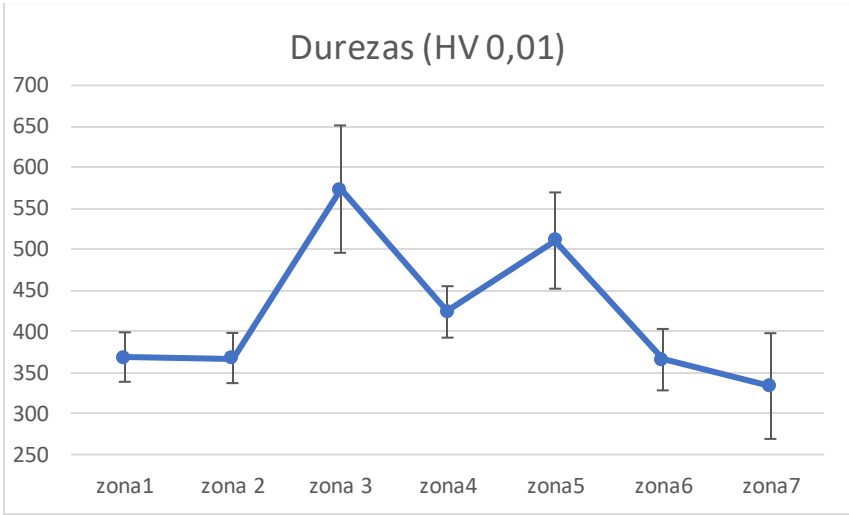
Para esta temperatura de processamento é possível identificar duas fases camadas distintas, sendo a sequência de fases que a compõe incluindo a bainha de transição, da periferia para o centro, a seguinte:  $TiAl+Ti_3Al/Ti_3Al/Ti_3Al+Ti_2(Ni,Cu)$ . Estas camadas são identificadas pelas letras A e B, como se pode observar na figura 17.

Nesta figura os constituintes mais escuros são aqueles que têm um teor em titânio e alumínio mais elevado, variando o teor destes elementos entre  $96,0 < Ti+Al < 98,1$ , e que na figura 18 são identificados por z2 e z3. Também na

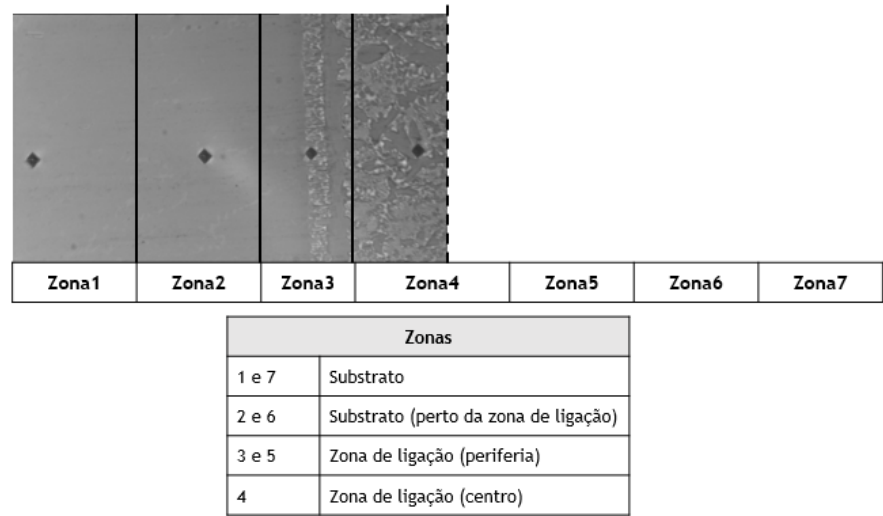
mesma microestrutura é possível identificar zonas mais claras, tendo estas um teor mais elevado em cobre e níquel, constituem a zona z1 e z4.

### 3.2.2. Caracterização mecânica

De modo a caracterizar mecanicamente as ligações obtidas foram realizados ensaios de microdureza Vickers e cujos resultados podem ser observados no gráfico da figura 21. Note-se que as zonas designadas como zona 1 à zona 7 não estão relacionadas com as zonas anteriormente mencionadas, estas referem-se às diferentes zonas do perfil realizado. Na figura 22 pode-se ver um exemplo de um perfil efetuado.



**Figura 21-** Evolução das durezas ao longo da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C.



**Figura 22-** Perfil de durezas (parcial) e respetiva identificação das zonas de análise.

Por observação do gráfico conclui-se que não existe uma grande variação de dureza no substrato, isto é, as zonas 1 e 7 apresentam valores de dureza semelhantes sendo as zonas mais macias, também o mesmo acontece nas zonas 2 e 6, 3 e 5. De um modo geral, existe um aumento significativo de durezas, cerca de 205 HV. A contrariar esta tendência existe apenas a zona z4, tal pode ser explicado pois como esta corresponde à zona central da interface de brasagem e tal como mencionado anteriormente não apresenta uma microestrutura muito homogênea. Assim, aquando da realização das indentações estas podem ter sido efetuadas em compostos diferentes o que se traduz em diferentes durezas, pois quando se faz uma análise pormenorizada aos valores que compõem esta média verifica-se uma grande disparidade (381-467 HV).

Para a caracterização mecânica das ligações foram realizados ensaios de corte às mesmas. Uma nota importante relativamente aos resultados obtidos é que estes não são considerados significativos uma vez que apenas foram realizados dois ensaios e apenas foi analisada por SEM/EDS a amostra que apresentou o valor de tensão de corte mais elevado.

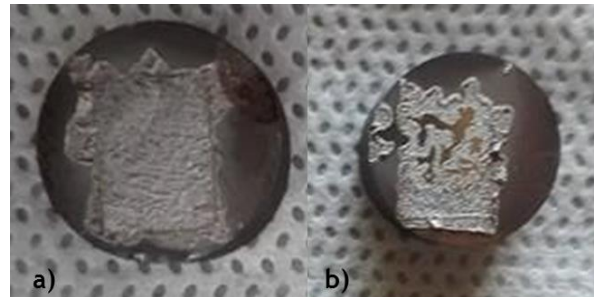
Na tabela 7 pode-se observar os valores obtidos no ensaio de corte para as duas amostras.

**Tabela 7-** Valores da resistência ao corte para cada amostra ensaiada resultante do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C, bem como a força aplicada e área das amostras.

	Força (N)	Tensão de corte (MPa)
1ª amostra	2046	57
2ª amostra	-	-

Por observação da tabela 7 verifica-se que não existe um valor para a tensão de corte da segunda amostra o que impossibilita a comparação dos resultados obtidos. Ocorreu como consequência de um erro de montagem, isto é, houve a continuação da aplicação da carga sobre a amostra mesmo quando esta já tinha fraturado, logo o valor obtido não foi fidedigno. Apenas é possível tirar algumas suposições quanto ao facto de este valor ser mais elevado ou não que o obtido na amostra 1, isto é, por análise visual é possível verificar que existe uma clara diferença entre as duas superfícies, a figura 23. Assim pensa-se que a 1ª amostra é aquela que apresentaria um valor superior pois a sua

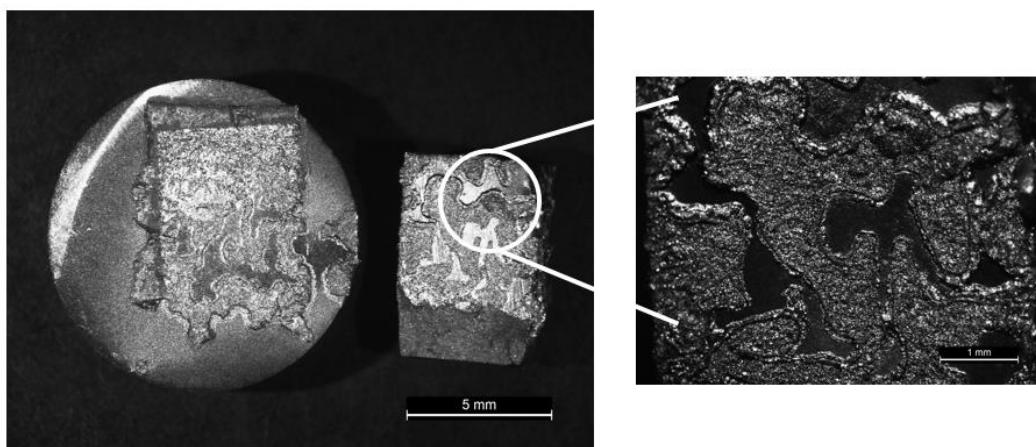
superfície de fratura é uniforme quando comparada com a 2ª amostra que apresenta zonas sem ligação, logo em teoria apresentaria uma resistência ao corte inferior.



**Figura 23-** Imagens da superfície de fratura: a) 1ª amostra; b) 2ª amostra.

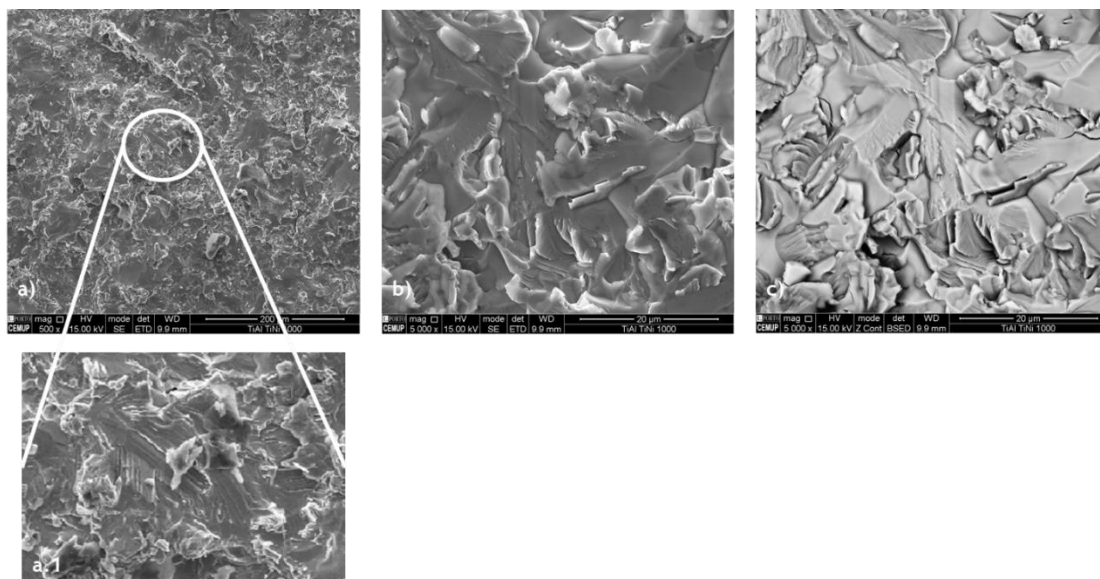
A análise da superfície de fratura foi feita por: SEM com auxílio da técnica de EDS, afim de identificar os constituintes presentes e topografia da superfície, que podem ser observadas na figura 25; bem como por análise de imagens obtidas com auxílio da lupa, figura 24.

A figura 24 revela imagens obtidas por lupa das superfícies de fratura. Nesta é possível demonstrar o local por onde se deu a separação dos materiais base de ambas as amostras. Neste caso a imagem representa a superfície de fratura da 2ª amostra e é possível examinar que a fratura ocorreu pela interface de ligação, como se pode verificar pela imagem da esquerda, e que esta não ocorreu apenas ao longo de uma camada, tal como se pode verificar pela existência de relevo apresentado nas mesmas e em pormenor na imagem da direita.



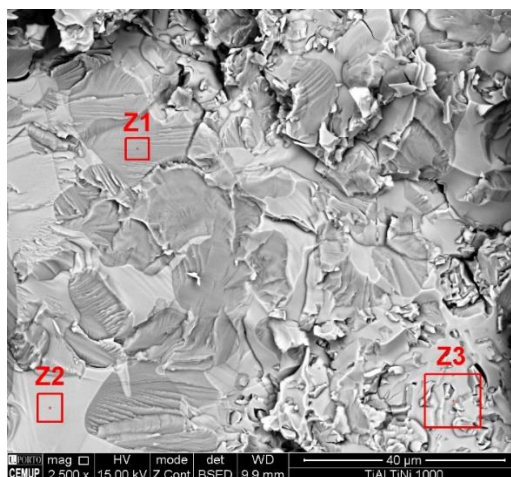
**Figura 24-** Imagem de lupa da superfície de fratura de ambos os materiais base (direita); zona de fratura ampliada (esquerda).

Tal como acima mencionado foram também analisadas as superfícies por SEM. As superfícies de fratura, presentes na figura 25, apresentam características de fratura do tipo frágil. Por observação da figura 25.a) e respetiva ampliação 25.a.1) verifica-se que esta apresenta características de uma fratura por clivagem. A figura 25.b) representa outra zona da superfície que exhibe características típicas de uma fratura intergranular. Na figura 25.c) pode-se comprovar que a propagação da fissura ocorreu ao longo das camadas que constituem a interface.



**Figura 25-** Imagens de SEM das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface resultantes do processamento por brasagem a 1000 °C durante 30 minutos: a) zona de fratura por clivagem, a.1) detalhe do modo de fratura por clivagem b) zona de fratura intergranular. Em c) observa-se a propagação da ao longo das camadas.

De modo a detetar quais os constituintes presentes na superfície de fratura e as camadas por onde se propagou foram retiradas imagens SEM com auxílio da técnica de EDS. Estas podem ser observadas na figura 26 e verifica-se então que a fratura não se propagou de forma uniforme, visualmente existe uma clara mistura de fases, sendo que essas podem ser analisadas na tabela 8.



**Figura 26-** Imagens de SEM das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface resultantes do processamento por brasagem a 1000 ° C, durante 30 minutos, com identificação das zonas analisadas.

**Tabela 8-** Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com TiNi67 à temperatura de 1000°C.

Zonas	Ti	Al	Ni	Fases Prováveis
1	66,4	29,9	-	Ti <sub>3</sub> Al+ TiAl
2	46,9	26,2	26,9	Ti <sub>3</sub> Al+TiNi <sub>2</sub> Al+Ti <sub>2</sub> Ni
3	56,7	21,9	21,4	Ti <sub>3</sub> Al+TiNi <sub>2</sub> Al+Ti <sub>2</sub> Ni

A figura 26 mostra imagens de SEM das superfícies de fratura das camadas constituintes. A zona identificada por z1 apresenta uma estrutura típica de fratura por clivagem, é a zona cujo teor em titânio é superior e por isso o constituinte com a tonalidade mais escura, assim comparando os teores da tabela 6 propõem-se que a fase seja constituída por Ti<sub>3</sub>Al, tal como o constituinte denominado por z2. Quando a fissura se passa a propagar por z2 esta apresenta uma superfície de fratura suave, mas sem aspetos característicos que permitam a identificação quanto ao seu modo de fratura, neste caso não foi possível a comparação com os resultados da tabela 9, uma vez que nenhuma das zonas apresenta estes teores. O mesmo acontece com o z3, este já apresenta características de uma fratura mista, isto é, uma zona suave cujo o modo de fratura é de difícil identificação e zonas que parecem resultantes de fratura intergranular. Visto que os componentes têm um teor bastante elevado em níquel existe a possibilidade de este ser Ti<sub>2</sub>Ni, segundo [24], mas como o teor de alumínio não se encontra assim tão baixo existe também a possibilidade de a fase em questão ser TiNi<sub>2</sub>Al, pois como o níquel tem muito baixa solubilidade na fase  $\alpha_2$  este é segregado e vai-se combinar

com o titânio e o alumínio remanescentes dando origem a esta fase, tal como sugerido por [5, 25]. Assim, de modo a poder-se afirmar com certeza qual a fase a que correspondem z2 e z3 seria necessário realizar-se uma análise por DRX, para além desta medida deveria efetuar-se uma análise mais detalhada da interface, figura 18, nomeadamente das zonas mais claras pois estas são mais ricas em níquel e que poderão eventualmente consistir em  $\text{TiNi}_2\text{Al}$ .

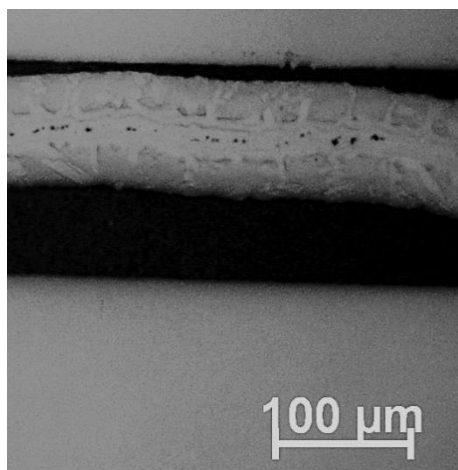
A fissura propaga-se pela camada B, nomeadamente pela bainha que separa a camada A do interior da liga de brasagem- $\text{Ti}_3\text{Al}$ . Seria de esperar que fosse evoluindo para o interior da interface-  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  ou  $\text{TiNi}_2\text{Al}$ -, pois é o local que apresenta maior teor em níquel, mas por observação da tabela 12 constata-se que o seu teor está a diminuir, logo a fase que potencia a propagação da fissura será a  $\text{Ti}_3\text{Al}$ .

### **3.1 Brasagem de TiAl com TiCuni**

O sistema composto por  $\text{TiAl}/\text{TiCuni}/\text{TiAl}$  foi processado às temperaturas de 900 e 1000 °C.

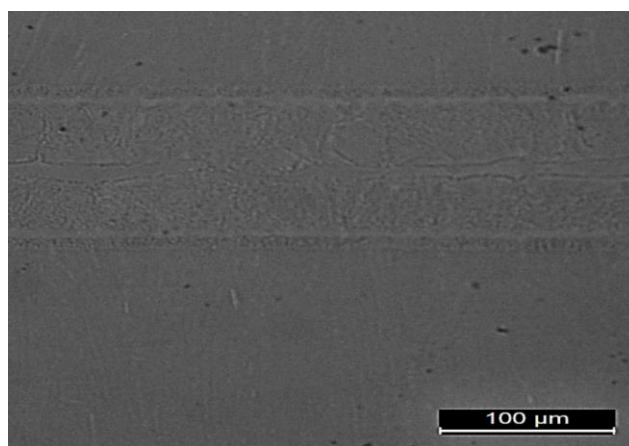
#### **3.1.1 Caracterização microestrutural**

Para a temperatura de 900 °C, tal como se pode observar pela microestrutura da figura 27 a ligação não foi bem sucedida. Este facto explica-se, pois, a temperatura de processamento era abaixo da temperatura de *liquidus* da liga, tabela 4, o que não permitiu a difusão dos elementos e consequente formação da interface de ligação. Apesar de não haver a ligação entre os substratos é possível observar na figura 27 que a temperatura e o tempo de estágio foram suficientes para promover a reação entre as camadas que constituíam a liga de brasagem. Quando comparada com a imagem da figura 9.a), sem qualquer tratamento, não se observa uma superfície totalmente homogénea e uniforme, mas sim uma superfície que apresenta uma interação parcial entre as camadas.



**Figura 27-** Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 900°C.

No que respeita à temperatura de processamento de 1000 °C a interface obtida apresenta uma ligação uniforme entre a liga de TiAl e a liga de brasagem, tendo assim o aumento da temperatura, quando comparado com a temperatura inicial, promovido uma melhoria na adesão, tal como se pode observar pela microestrutura da figura 28.



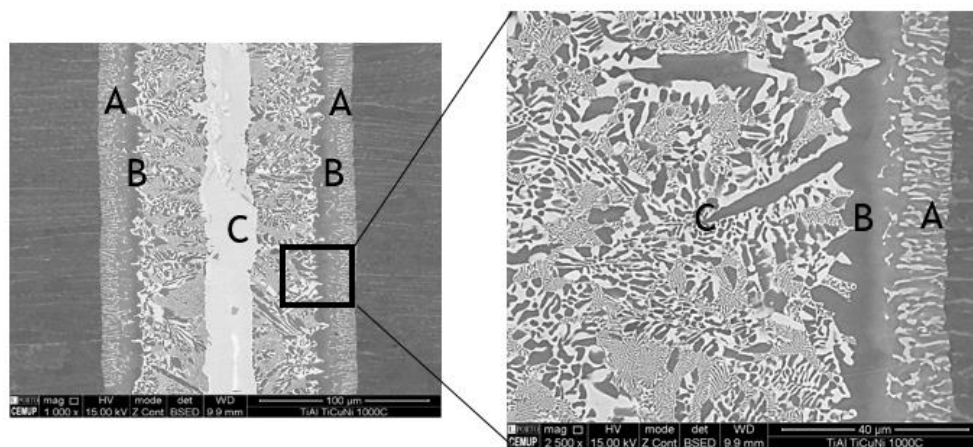
**Figura 28-** Imagem obtida por MO da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C.

Ao longo das camadas de reação pode-se observar, figura 28, que estas se encontram homogeneamente ligadas e livres de porosidades. No que respeita ao material base de TiAl este também não sofreu alterações significativas na composição química ou a nível de propriedades mecânicas.

Do processamento das ligações realizadas à temperatura de 1000 °C resultou uma interface constituída por três camadas de reação, onde a camada A corresponde à zona de ligação com o substrato, a camada C corresponde à



zona central e a zona B encontra-se entre estas camadas, tal como se pode observar na figura 29.



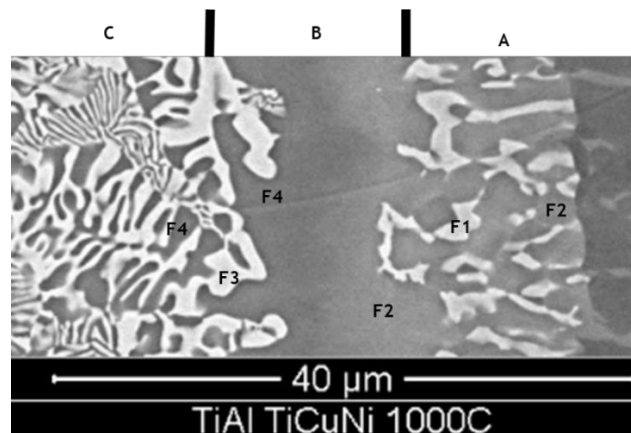
**Figura 29-** Imagem obtida por SEM da microestrutura da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C; Zona ampliada da periferia da interface (imagem da direita).

Na camada A é possível identificar duas zonas distintas e cuja composição química se mantém inalterada nos dois lados da interface. Esta camada é composta por uma mistura de um constituinte claro e outro escuro. Estes são constituídos essencialmente por titânio e alumínio, tendo dissolvido alguns elementos como níquel, cobre e nióbio. O constituinte com uma tonalidade mais clara vai ser designado como F1 e na mesma zona o constituinte mais escuro será designado F2, que podem ser observados na figura 30. Pela figura 29, pode-se observar que esta apresenta uma morfologia colunar, constituída por colunas alternadas de F1 e F2, cujo o crescimento se faz perpendicularmente ao substrato de TiAl.

A camada B é constituída quase na sua totalidade pelo constituinte F2, contento alguns vestígios de F1, formando uma bainha contínua de transição entre a camada A e C. Nesta é possível observar uma diferença na sua morfologia, contrariamente à anterior apresenta um crescimento contínuo, mas bastante irregular.

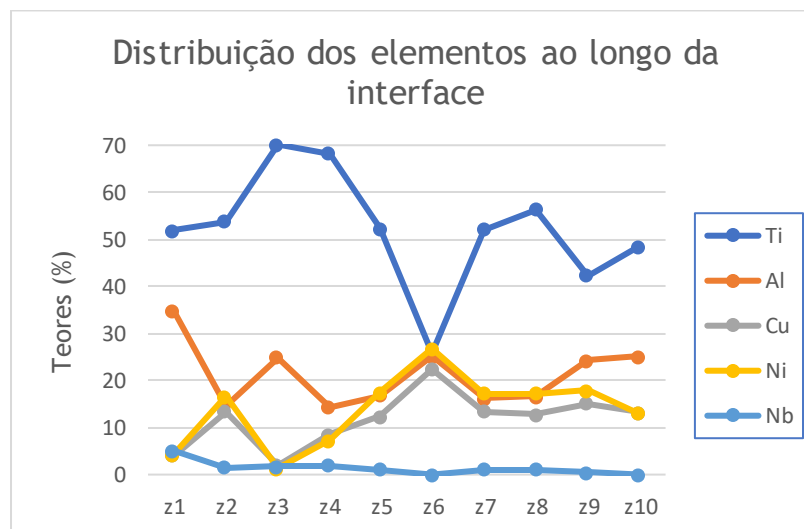
A camada C é composta por dois constituintes um que apresenta uma tonalidade mais clara, designado como F3, e outro com uma tonalidade mais escura designado de F4. Assim devida às diferentes morfologias que compõem a camada esta pode eventualmente ser dividida em três zonas: uma camada

central que apresenta uma estrutura eutética, e onde os elevados teores em cobre e níquel indicam que estes compõem a matriz. Nesta também se pode observar partículas com uma tonalidade clara no centro, de morfologia grosseira e alongada, que aparecem paralelamente à superfície do substrato. Uma zona que composta por um único constituinte de uma tonalidade clara e semelhante a F3, o seu crescimento é descontínuo faz-se paralelo ao substrato. Por fim, a última zona que constitui esta camada é uma zona paralela à camada B e que apresenta também um crescimento contínuo e irregular, mas de tonalidade mais escura.



**Figura 30-** Interface resultante do processamento a 1000 °C onde se indica os tipos de constituintes claros e escuros detetados na interface.

A fim de analisar a interação ocorrida durante o processamento realizou-se uma análise EDS e analisou-se a distribuição dos elementos presentes, tal como se pode observar na figura 31. Neste gráfico o z1 situa-se na camada A da figura 29, z2 e restantes correspondem à análise realizada na camada C.

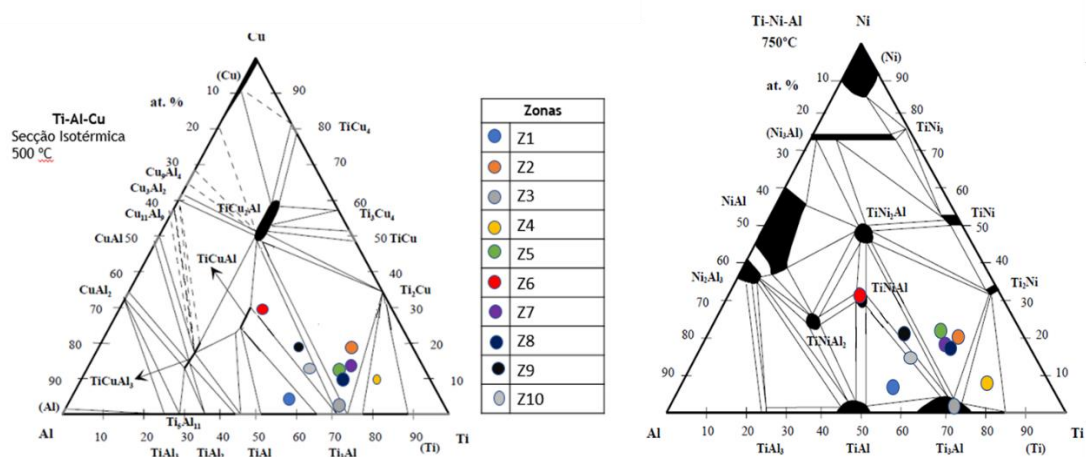


**Figura 31-** Gráfico representativo da distribuição dos elementos presentes ao longo da interface obtido pela técnica de EDS.

Pode-se averiguar que os teores de titânio têm tendência a aumentar com aumento da distância à periferia, z1-z2, z3-z5, z7, z9. No que diz respeito à variação de alumínio pode-se dizer que apresenta uma tendência de diminuição da periferia para o centro da interface, z1-z8. Os teores de cobre e níquel são semelhantes ao longo das camadas, e tal como seria esperado, segundo [6] a zona central apresenta teores superiores de cobre e níquel. O nióbio que é um elemento proveniente do material base, diminui com o afastamento à periferia.

As amostras foram caracterizadas por SEM de modo a obter-se a microestrutura e analisadas com a técnica de EDS para identificar as fases, mas devido ao volume de interação ser superior à área da camada analisada os resultados obtidos representam valores de composição aproximados. Os valores obtidos pela análise de EDS podem ser observados na tabela 9 e a microestrutura pode ser vista na figura 33, nesta encontram-se também indicadas as zonas analisadas.

Como a liga tem na sua composição quatro elementos principais: titânio, alumínio, cobre e níquel, para determinar com maior precisão era necessário recorrer-se a um diagrama quaternário, Ti-Al-Cu-Ni. Mas como tal não foi possível foi necessário cruzar informações do diagrama ternário Ti-Al-Cu e Ti-Al-Ni, sendo apenas possível pois segundo *Guedes* [1], o níquel e o cobre comportam-se de maneira semelhante. Assim de forma a prever a fase considerou-se na leitura das secções isotérmicas dos diagramas que o cobre e o níquel são o mesmo elemento. A determinação das fases possíveis foi conseguida com recurso à análise dos diagramas de equilíbrio Ti-Al-Cu e Ti-Al-Ni, que se encontram na figura 32, tendo em conta a composição química obtida anteriormente.



**Figura 32-** Secção isotérmica a 500°C do diagrama de equilíbrio Ti-Al-Cu [1], onde se indicam os pontos correspondentes à composição de cada constituinte analisado (esquerda); Secção isotérmica a 750°C do diagrama de equilíbrio Ti-Al-Ni [1], onde se indicam os pontos correspondentes à composição de cada constituinte analisado (direita).

De um modo simplificado a interface de brasagem resulta da alteração da composição química pela incorporação de elementos provenientes do substrato de TiAl. Quando o líquido da liga de brasagem entra em contacto com o material base dissolve-o levando à incorporação de titânio, alumínio, crómio e nióbio no seu interior. Esta alteração na composição química e o eventual atingimento do limite de solubilidade dos elementos no líquido leva à formação de novos constituintes que compõem a interface de brasagem [1, 6].

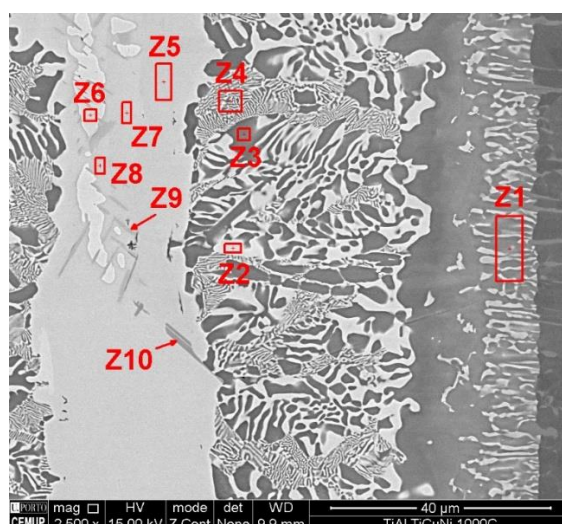
Para esta temperatura de processamento é possível identificar uma mistura de intermetálicos, a interface pode ser dividida em três camadas distintas compostas por  $Ti_3Al+TiAl/Ti_3Al/Ti_2(Ni,Cu)Al+Ti_3Al+Ti(Cu,Ni)Al$ , onde o primeiro composto é representativo da periferia e os seguintes seguem sequência das camadas até ao centro da interface de brasagem, sendo semelhantes aos resultado obtidos em [1, 26, 27]. Estas camadas estão identificadas pelas camadas A, B e C e podem ser observadas na figura 29.

Para a realização da análise microestrutural resultante do processamento recorreu-se às secções isotérmicas a 750 °C do diagrama do sistema Ti-Ni-Al e a 500 °C do diagrama do sistema Ti-Cu-Ni, tendo sido a escolha destas temperaturas feita de modo a garantir uma aproximação mais correta das fases que se formaram à temperatura ambiente, em condições de equilíbrio. Na figura 32 encontram-se a secção isotérmica dos diagramas utilizados, estando também marcados os pontos correspondentes aos diferentes

constituintes que compõem cada fase. Na tabela 9 é possível observar-se as composições química de cada fase analisada.

**Tabela 9-** Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C.

Zona	Ti	Al	Cu	Ni	Fases prováveis
1	51,9	34,8	4,00	4,3	TiAl+Ti <sub>3</sub> Al+ Ti(Cu,Ni)Al
2	53,7	14,7	13,4	16,6	Ti(Cu,Ni) <sub>2</sub> Al+Ti <sub>3</sub> Al+Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)
3	70,2	24,9	2,00	1,4	Ti <sub>3</sub> Al+TiCuAl
4	68,2	14,3	8,4	7,2	Ti <sub>3</sub> Al+Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)+(Ti)
5	52,2	16,8	12,4	17,4	Ti <sub>3</sub> Al+Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)+Ti(Cu,Ni) <sub>2</sub> Al
6	25,8	25,0	22,4	26,8	Ti(Cu,Ni)Al+ TiCu <sub>2</sub> Al+Ti <sub>3</sub> Al
7	52,0	16,3	13,3	17,3	Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)+Ti <sub>3</sub> Al+Ti(Cu,Ni) <sub>2</sub> Al
8	56,3	16,6	12,8	17,3	Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)+Ti <sub>3</sub> Al+ Ti(Cu,Ni) <sub>2</sub> Al
9	42,4	24,3	15,2	17,8	Ti(Cu,Ni)Al+Ti <sub>3</sub> Al+ Ti(Cu,Ni) <sub>2</sub> Al
10	48,6	25,2	13,3	13,1	Ti(Cu,Ni)Al+Ti <sub>3</sub> Al+TiCu <sub>2</sub> Al



**Figura 33-** Imagem SEM da microestrutura resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C com indicação das zonas analisadas.

A camada A é representada por z1. Por observação do diagrama e da microestrutura da zona pode-se afirmar que uma possível constituição para o composto de z1 é TiAl+ Ti<sub>3</sub>Al. Para além deste fator esta zona encontra-se adjacente ao material base logo é de esperar que devido o aumento da temperatura haja um aumento de solubilidade e da difusão dos elementos presentes, assim é de esperar zonas ricas em titânio, alumínio e nióbio, onde o titânio e o alumínio têm tendência a ligarem-se preferencialmente entre si dando origem então à fase indicada.

A separar a camada central da liga de brasagem e a camada de difusão com o a liga de TiAl encontra-se uma camada contínua, que por observação da microestrutura se presume que seja de composição semelhante à zona 3, estando também de acordo com [6], consiste basicamente em  $Ti_{75}Al_{25}$  correspondendo à fase  $Ti_3Al$ .

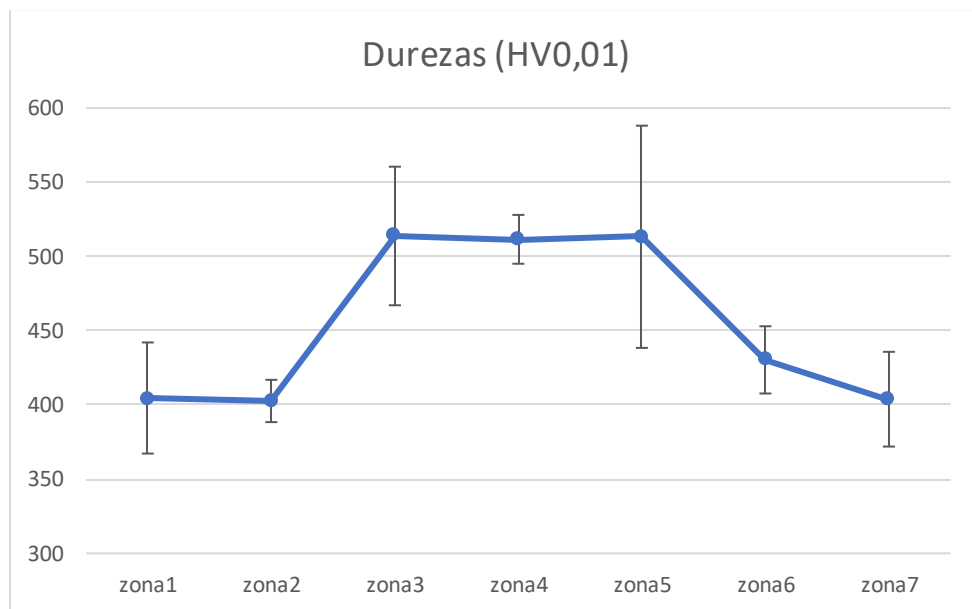
Na camada C podem ser observados o que se pensa serem vários compostos, mas que pela tabela de composições químicas obtidas pela técnica de EDS bem por comparação das tonalidades, que esta é composta por três constituintes diferentes, nomeadamente  $Ti(Ni,Cu)Al$ ,  $Ti_2(Ni,Cu)Al$  e  $Ti_3Al$ , sendo comprovado mais tarde pelo diagrama. Esta variedade de constituintes que compõem esta zona da interface pode ser explicada pela mobilidade do alumínio, isto é, com o aumento da temperatura há um aumento da difusão deste elemento o que faz com que maior quantidade chegue ao centro o que vai favorecer a formação de compostos ricos em alumínio como é exemplo o  $Ti_2(Cu,Ni)Al$  [26]. Assim apesar de apresentarem apenas teores semelhantes pode-se admitir que as zonas z5, z7 e z8 são compostas por  $Ti_2(Cu,Ni)Al + Ti_3Al$  e que os constituintes que compõem as zonas z9 e z10 são  $Ti_3Al + Ti(Cu,Ni)Al$  [1, 26, 27]. Uma particularidade que se consegue observar nesta ligação é o aparecimento de partículas grosseiras de geometria afiada e cuja tonalidade é a mais clara do conjunto, no centro da interface, segundo vários estudos , [1, 6, 26, 27] , os autores creem que esta resulta devido à baixa solubilidade do cobre/níquel no  $Ti_3Al$ , pois apenas uma pequena quantidade fica neste composto, que estes elementos vão ser segregados para o centro da interface de ligação onde se vão ligar ao titânio e ao alumínio remanescentes dando origem ao composto  $Ti(Cu,Ni)Al$ , que pode ser identificado na figura como z6.

Para esta temperatura de processamento é possível identificar uma mistura de intermetálicos, a interface pode ser dividida em três camadas distintas compostas por  $Ti_3Al+TiAl/Ti_3Al/Ti_2(Ni,Cu)Al+Ti_3Al+Ti(Cu,Ni)Al$ , onde o primeiro composto é representativo da periferia e os seguintes seguem sequência das camadas até ao centro da interface de brasagem. Na figura 33 os constituintes mais escuros, identificados por z3, são aqueles que têm um teor em titânio e alumínio mais elevado, variando o teor destes entre

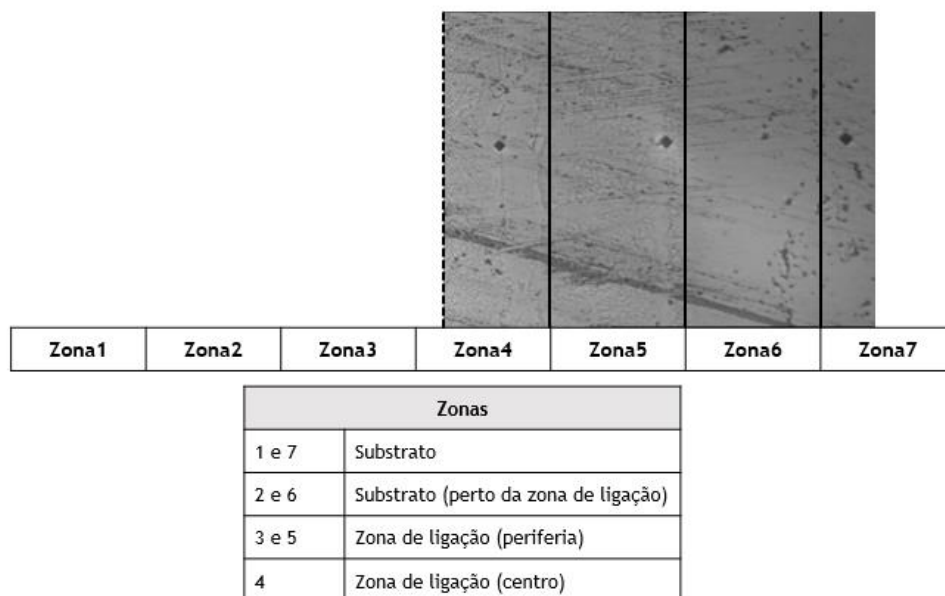
97,9<Ti+Al>98,6. Também na mesma microestrutura é possível identificar zonas mais claras, tendo estas um teor mais elevado em cobre e níquel.

### 3.1.2 Caracterização mecânica

Para a avaliar as propriedades mecânicas do conjunto foram realizados ensaios de microdureza no substrato e na zona de ligação. Em todas as amostras foram realizadas indentações com uma carga de 10 g (HV 0,01). Na figura 35 pode-se ver um exemplo de um perfil realizado, substrato-periferia-centro- onde se tinha como intuito compreender a evolução de durezas ao longo da interface. Os valores médios que se obtiveram estão apresentados na figura 34.



**Figura 34-** Evolução das durezas ao longo da interface resultante do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C.



**Figura 35-** Perfil de durezas (parcial) e respetiva identificação das zonas de análise

Verifica-se que as zonas 1 e 7, que representam o substrato de TiAl, apresentam valores semelhantes, apenas existe uma pequena variação entre a zona 2 e 6 que representam a mesma zona, mas em locais simétricos. A zona 3 e 4 que representam locais simétricos, não apresentam variação de dureza. De um modo geral, existe um aumento da dureza significativo da zona 1 para a zona 3, devido à presença de compostos intermetálicos.

Para a caracterização mecânica das ligações foram realizados ensaios de corte às mesmas. Uma nota importante relativamente aos resultados obtidos é que estes não são considerados significativos uma vez que apenas foram realizados dois ensaios e apenas foi analisada SEM/EDS a amostra que apresentou o valor de tensão de corte mais elevado.

Na tabela 10 pode-se observar os valores obtidos no ensaio de corte para as duas amostras.

**Tabela 10-** Valores da resistência ao corte para cada amostra ensaiada resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C, bem como a força aplicada e área das amostras.

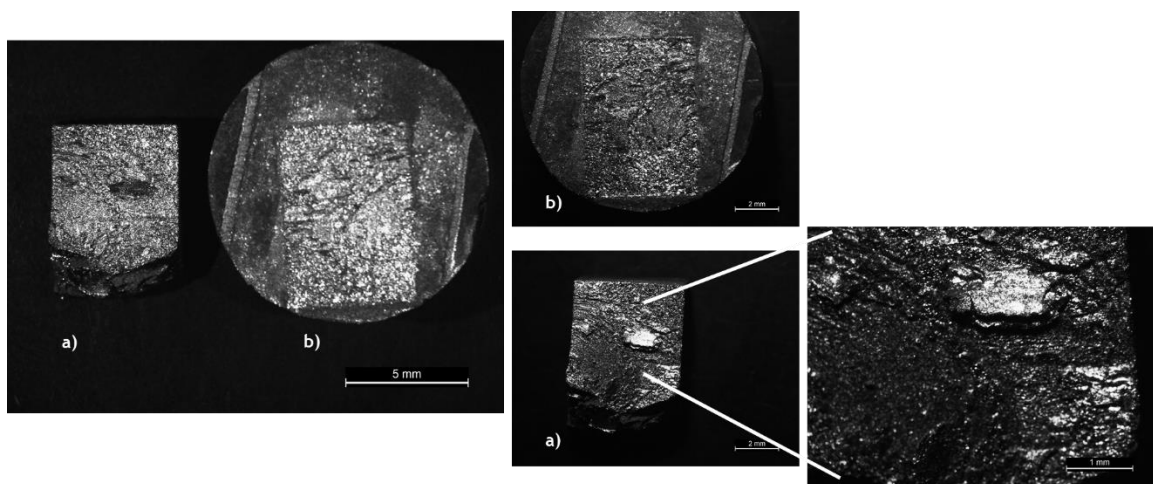
	Força (N)	Tensão de corte (MPa)
1ª amostra	6100	168
2ª amostra	22540	621



Por observação da tabela 10 a segunda amostra é aquela que apresenta um valor para a resistência corte mais elevado, mas como este valor é extremamente dispar em relação ao anterior e outros resultados presentes noutros estudos, pondera-se que este pode resultar do facto de a amostra aquando da aplicação da carga ter ficado presa no suporte, assim mesmo esta já tendo sido ensaiada houve a continuação da aplicação de pressão levando à falsificação do valor mascarando o verdadeiro resultado. Uma outra razão, para esta diferença, pode advir do facto de quando foi preparada a montagem das amostras os substratos não estarem completamente paralelos entre si o que poderia levar a uma menor superfície de contacto o que resultava num valor inferior de resistência ao corte. Para além desta grande diferença entre os resultados existe também o facto de ambas as superfícies de fratura serem muito semelhantes, o que propõe que apresentem resistências próximas.

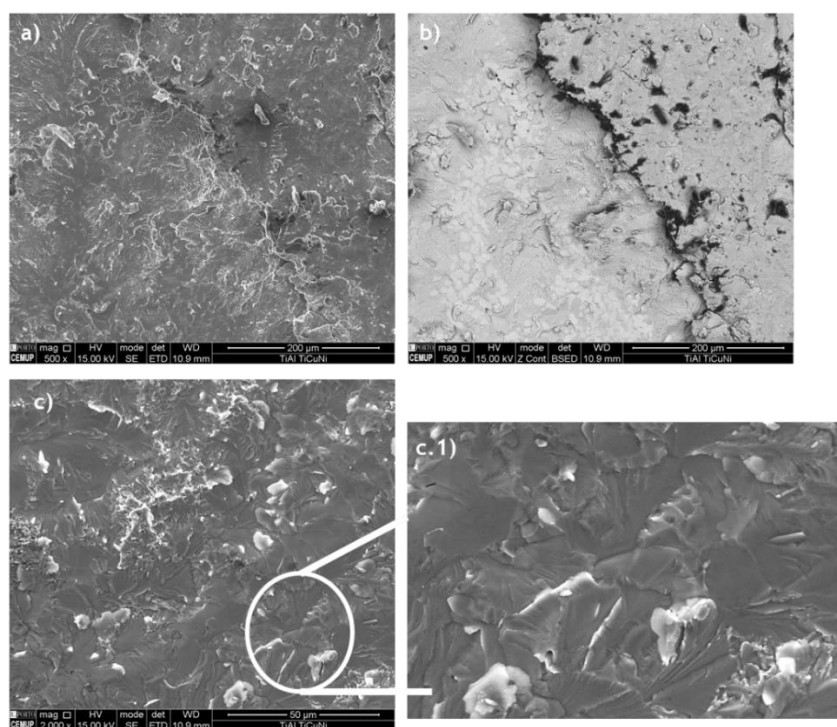
A análise da superfície de fratura foi feita por: SEM com auxílio da técnica de EDS, afim de identificar os constituintes presentes e topografia da superfície, que podem ser observadas na figura 37; bem como por análise de imagens obtidas com auxílio da lupa, figura 36.

A figura 36 mostra imagens obtidas por lupa das superfícies de fratura. Nesta é possível examinar que a fratura ocorreu pela interface, como se pode verificar pela imagem da esquerda, e que esta não ocorreu apenas ao longo de uma camada, tal como se pode verificar pela existência de relevo apresentado nas mesmas e em pormenor na imagem do canto inferior direito.



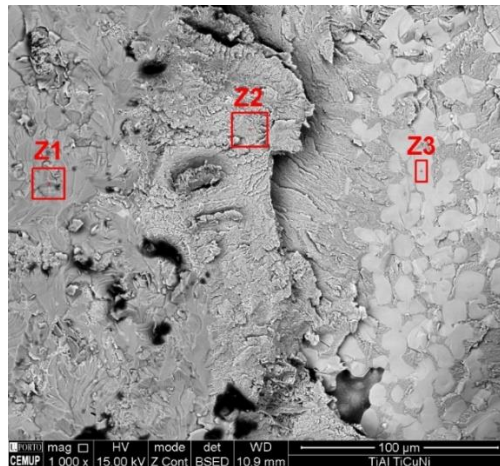
**Figura 36-** Imagens de lupa das superfícies de fratura resultantes do processamento por brasagem de TiAl com Ticuni à temperatura de 1000°C. Em a) e b) pode-se observar a superfície do material base, sendo que na imagem do canto direito inferior é possível observar com mais detalhe a superfície.

Tal como acima mencionado foram também analisadas as superfícies por SEM. As superfícies de fratura, presentes na figura 37, apresentam características de fratura do tipo frágil. A ampliação da figura 37.a) não permite a identificar com certeza o modo de fratura, pelo contrário a figura 37.c) apresenta características de uma fratura por clivagem, sendo comprovado pela figura 37.c.1). A figura 37.b) tem como objetivo provar o que anteriormente foi mencionado, que a propagação da fratura se deu ao longo das diferentes camadas de ligação, pois consegue-se ver os diferentes níveis que compõem a imagem.



**Figura 37-** Imagens de MEV das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface da ligação a 1000 °C durante 30 minutos: em a) não é possível identificar com certeza o tipo de fratura, em b) pretende-se demonstrar a propagação da fratura ao longo das várias camadas, em c) é possível observar que há zonas que apresentam características de fratura por clivagem, c.1) detalhe do modo de fratura por clivagem.

A zona de fratura ocorreu pela interface e não se deu de modo uniforme, isto é, visualmente pela morfologia verifica-se alguns tipos de fratura, o que sugere que os constituintes que compõem a zona de ligação não são os mesmos, existe, pois, uma mistura, tal como se pode comprovar observando a figura 38, em que z1 z2 e z3 identificam diferentes zonas/constituintes. Na tabela 11 estão apresentados os teores de cada elemento bem como as fases prováveis presentes.



**Figura 38-** Imagens de SEM das superfícies de fratura ao longo das diferentes camadas da interface resultante do processamento por brasagem a 1000 °C durante 30 minutos com identificação das zonas analisadas.

**Tabela 11-** Composição química referente a cada zona analisada e fases prováveis resultantes do processamento por brasagem de TiAl com TiCuNi à temperatura de 1000°C.

Zonas	Ti	Al	Cu	Ni	Fases prováveis
1	73,1	24,7	2,2	1,6	Ti <sub>3</sub> Al+Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)+Ti(Cu,Ni) <sub>2</sub> Al
2	74,7	16,1	9,3	9,4	Ti <sub>3</sub> Al+α(Ti)+Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)
3	65,1	-	8,1	26,7	α(Ti)+Ti <sub>2</sub> (Cu,Ni)

A figura 38 representa a superfície de fratura de diferentes camadas que compõem a interface. A zona z1 apresenta características de uma fratura por clivagem e assume-se que é constituída por Ti<sub>3</sub>Al, pois os seus teores são muito semelhantes ao constituinte denominado por z3 que se encontra na tabela 9. Quando a fissura passa a propagar-se por z2 o modo de fratura mantém-se, apresenta uma fratura frágil, mas a ampliação é insuficiente para permitir a sua identificação com confiança, quanto à sua microestrutura esta exibe uma estrutura lamelar típica da zona central da liga de brasagem e com teores semelhantes a z4 que se encontra na tabela 9, assim por comparação visual e dos teores dos elementos propõem-se que os constituintes presentes sejam à base Ti<sub>3</sub>Al +Ti<sub>2</sub>Cu. Por último, o constituinte identificado por z3 apresenta uma morfologia bastante diferente da restante superfície, não apresentando características distintas quanto ao modo de fratura, no entanto como este se encontra sobre uma estrutura lamelar supõem-se que corresponda a uma zona que se encontra nas imediações de z5, z7 e z8, sendo por isso o constituinte mais provável o Ti<sub>2</sub>Cu.

Portanto, a fissura propaga-se essencialmente pela camada C nomeadamente pelas fases  $Ti_3Al$ ,  $Ti_3Al+Ti_2Cu$  e  $Ti_2Cu$ , esta afirmação pode também ser suportada pelo facto de haver um aumento abrupto na dureza nesta zona central (figura 34), isto é, a este aumento de dureza pode estar associado um aumento de fragilidade promovendo assim a propagação da fissura nesta camada.

## 4. Conclusões

O objetivo desta dissertação foi a caracterização microestrutural e mecânica de ligações obtidas por brasagem de ligas à base de  $TiAl$  usando como ligas de brasagem as ligas Tini 67 e Ticuni. Os sistemas foram ambos sujeitos às mesmas condições de processamento: temperatura de brasagem de 900 °C e 1000 °C, para um tempo de estágio de 30 minutos. As principais conclusões serão em seguida descritas.

A brasagem com Tini67 pode-se concluir que para uma temperatura de de processamento 900 °C não ocorreu a ligação, pois tal como era esperado a temperatura foi insuficiente para causar a fusão da liga de brasagem. Mas em contrapartida aumentando a temperatura de processamento para os 1000 °C, obtiveram-se os seguintes resultados:

- A interface resultante do processamento apresentava uma ligação uniforme e livre de porosidades. Esta era composta por duas camadas, mais uma intermédia -  $TiAl+Ti_3Al/Ti_3Al/Ti_3Al+Ti_2(Ni,Cu)$ - da periferia para o centro;
- Não houve alteração tanto a nível da microestrutura como a nível de dureza do substrato de  $TiAl$ ;
- Para a dureza o valor máximo foi de  $574 \pm 78$  HV (0,01) e foi conseguido na zona adjacente ao substrato;
- O valor máximo de resistência ao corte foi de 57 MPa. Para esta amostra a fratura ocorreu ao longo das camadas de reação e apresentava um perfil frágil.

A brasagem com Ticuni pode-se concluir que para uma temperatura de de processamento 900 °C não ocorreu a ligação, pois tal como era esperado a temperatura foi insuficiente para causar a fusão da liga de brasagem. Mas em

contrapartida aumentando a temperatura de processamento para os 1000 °C, obtiveram-se os seguintes resultados:

- A interface resultante apresentava uma ligação uniforme e livre de porosidades. Esta era composta por três camadas distintas, nomeadamente,  $Ti_3Al+TiAl/Ti_3Al/Ti_2(Ni,Cu)Al+Ti_3Al+Ti(CuNi)Al$ , da periferia para o centro;
- Não houve alteração a nível da microestrutura ou da dureza do material base;
- O valor máximo de dureza foi de  $513 \pm 75$  HV (0,01) obtido na zona central da interface de brasagem;
- O valor máximo de resistência ao corte foi de 168 MPa, sendo que a fratura ocorreu ao longo das camadas de ligação e apresentava características do tipo frágil.

## 5.Trabalhos Futuros

O desenvolvimento dos processos de ligação para ligas à base de TiAl continua a ser uma necessidade de modo a otimizar o processamento destas ligas e assim aumentar a sua implementação na indústria.

Para tal, torna-se imperativo que os trabalhos futuros passem pela caracterização mecânica das ligações de uma maneira mais aprofundada. Será necessário a realização de um maior número de ensaios mecânicos, dureza e corte, de modo a que estes permitam retirar conclusões quanto à superioridade das ligas de brasagem utilizadas. Visto que estas ligas têm a sua principal aplicação em zonas em que a temperatura de trabalho é muito elevada é necessário realizar um estudo de modo a determinar-se qual a gama de temperaturas mais baixas que permite o processamento de ligações sãs sem comprometer a sua aplicação.

## 6. Referências Bibliográficas

1. Guedes, A., *Ligação de uma liga  $\gamma$ -TiAl por brasagem por difusão*. 2004, Universidade do Minho.
2. Soares, A., *Brasagem de ligas de TiAl com uma liga de Ti revestida com Ag e Cu*. 2016, FEUP.
3. Simões, S., *Ligação por difusão no estado sólido de aluminetos de titânio revestidos com filmes finos multicamadas*. 2010, Tese de Doutoramento, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
4. Li, L., et al., *Effects of brazing temperature and testing temperature on the microstructure and shear strength of  $\gamma$ -TiAl joints*. Materials Science and Engineering: A, 2015. **634**: p. 91-98.
5. Lin, T., et al., *Microstructure evolution and mechanical properties of transient liquid phase (TLP) bonded joints of TiAl intermetallics*. Intermetallics, 2013. **37**: p. 59-64.
6. Wallis, I., et al., *Brazed joints in  $\gamma$  TiAl sheet: microstructure and properties*. Intermetallics, 2004. **12**(3): p. 303-316.
7. Ramos, A.S., et al., *Joining of Gamma-Based Titanium Aluminides-A Review*. Materials science forum, 2006. **514**: p. 483-489.
8. Song, X., et al., *Brazing TiAl intermetallics using TiNi-V eutectic brazing alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2012. **551**: p. 133-139.
9. Jacobson, D.M. and G. Humpston, *Principles of brazing*. 2005: Asm International.
10. Song, X., et al., *Brazing high Nb containing TiAl alloy using TiNi-Nb eutectic braze alloy*. Intermetallics, 2012. **22**: p. 136-141.
11. Cao, J., et al., *Welding and joining of titanium aluminides*. Materials, 2014. **7**(7): p. 4930-4962.
12. Ramos, A.S., et al., *Joining of Gamma-based Titanium Aluminides-A Review*, in *Materials science forum*. 2006, Trans Tech Publ.
13. Modenesi, P.J., P.V. Marques, and A.Q. Bracarense, *Soldagem - fundamentos e tecnologia*. 2005: UFMG.
14. Xu, Q., M. Chaturvedi, and N. Richards, *The role of phase transformation in electron-beam welding of TiAl-based alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999. **30**(7): p. 1717-1726.
15. Chen, X., et al., *Microstructure evolution and mechanical properties of linear friction welded Ti 2 AlNb alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2015. **646**: p. 490-496.
16. Dimiduk, D., *Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials*. Materials Science and Engineering: A, 1999. **263**(2): p. 281-288.
17. Song, X., et al., *Vacuum brazing high Nb-containing TiAl alloy to Ti60 alloy using Ti-28Ni eutectic brazing alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2017. **692**: p. 485-491.
18. Gomes, L.M., *Caracterização química microestrutural e mecânica de ligações Ti6Al4V-Ti6Al4V processadas por brasagem*. 2015.
19. Jacobson, D.M. and G. Humpston, *Principles of Brazing*. 2005: ASM International. 268.

20. Leyens, C. and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. 2006: Wiley.
21. Shiue, R., S. Wu, and S. Chen, *Infrared brazing of TiAl intermetallic using pure silver*. *Intermetallics*, 2004. **12**(7): p. 929-936.
22. Qiu, Q., et al., *Microstructure and mechanical properties of TiAl alloy joints vacuum brazed with Ti-Zr-Ni-Cu brazing powder without and with Mo additive*. *Materials & Design*, 2016. **90**: p. 650-659.
23. Li, H.-x., et al., *Microstructure and shear strength of reactive brazing joints of TiAl/Ni-based alloy*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012. **22**(2): p. 324-329.
24. Wang, Y., et al., *Effects of Nb content in Ti-Ni-Nb brazing alloys on the microstructure and mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy brazed joints*. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017.
25. Guedes, A., et al. *Joining Ti-47Al-2Cr-2Nb with a Ti-Ni braze alloy*. in *Materials Science Forum*. 2004. Trans Tech Publ.
26. Guedes, A., et al., *The influence of the processing temperature on the microstructure of gamma-TiAl joints brazed with a Ti-15Cu-15Ni alloy*. 2003.
27. Guedes, A., et al., *Microstructure and reaction mechanisms at  $\gamma$ -TiAl brazed interfaces*. *Microscopy and Microanalysis*, 2009. **15**(S3): p. 67-68.